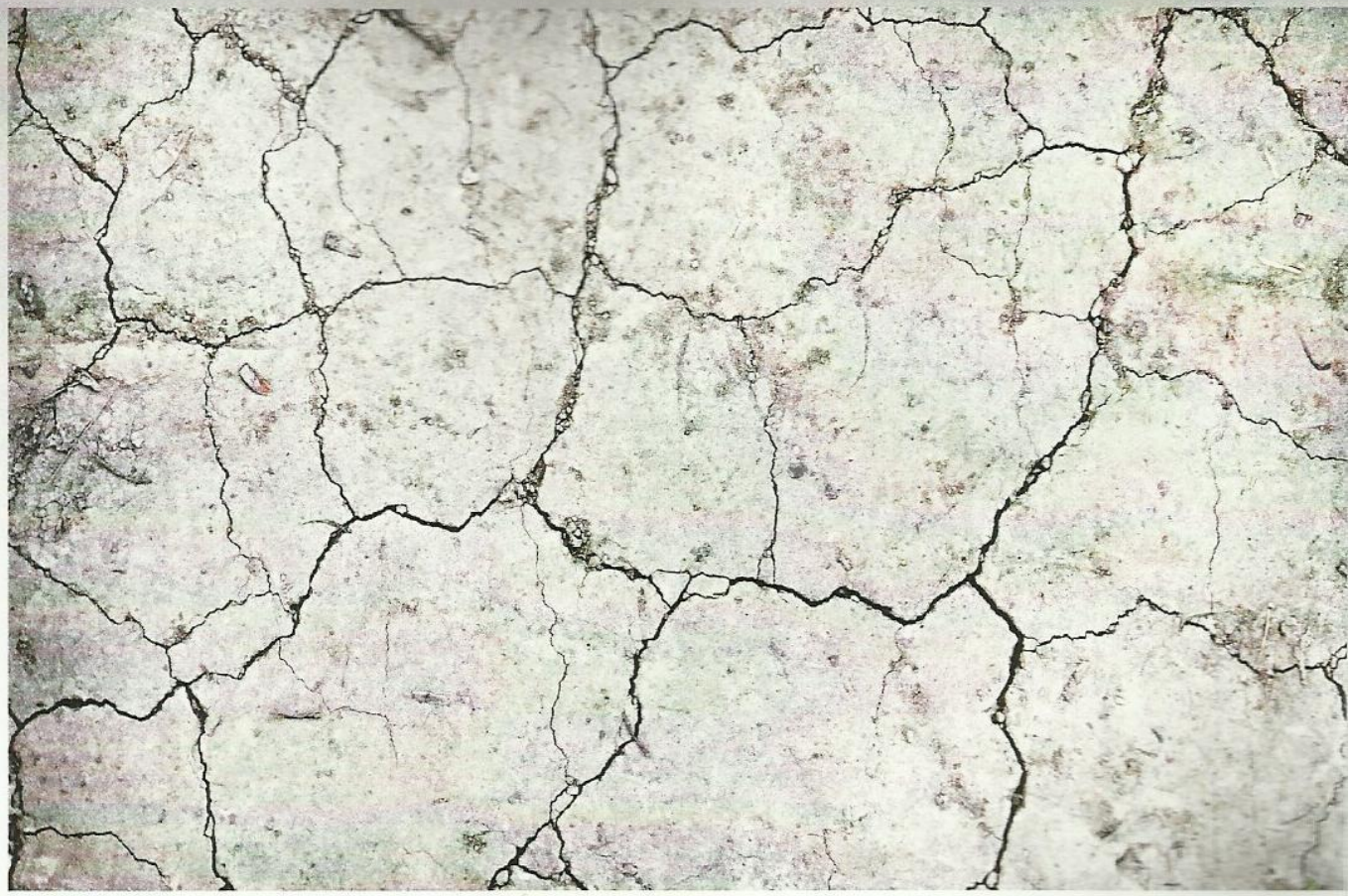


Светлана Губенко

Неметаллические включения и прочность сталей

Физические основы прочности сталей

Palmarium
academic publishing

Impressum / Выходные данные

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek: Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über http://dnb.d-nb.de abrufbar.

Alle in diesem Buch genannten Marken und Produktnamen unterliegen warenzeichen-, marken- oder patentrechtlichem Schutz bzw. sind Warenzeichen oder eingetragene Warenzeichen der jeweiligen Inhaber. Die Wiedergabe von Marken, Produktnamen, Gebrauchsnamen, Handelsnamen, Warenbezeichnungen u.s.w. in diesem Werk berechtigt auch ohne besondere Kennzeichnung nicht zu der Annahme, dass solche Namen im Sinne der Warenzeichen- und Markenschutzgesetzgebung als frei zu betrachten wären und daher von jedermann benutzt werden dürften.

Библиографическая информация, изданная Немецкой Национальной Библиотекой. Немецкая Национальная Библиотека включает данную публикацию в Немецкий Книжный Каталог; с подробными библиографическими данными можно ознакомиться в Интернете по адресу http://dnb.d-nb.de.

Любые названия марок и брендов, упомянутые в этой книге, принадлежат торговой марке, бренду или запатентованы и являются брендами соответствующих правообладателей. Использование названий брендов, названий товаров, торговых марок, описаний товаров, общих имён, и т.д. даже без точного упоминания в этой работе не является основанием того, что данные названия можно считать незарегистрированными под каким-либо брендом и не защищены законом о брендах и их можно использовать всем без ограничений.

Coverbild / Изображение на обложке предоставлено: www.ingimage.com

Verlag / Издатель:
Palmarium Academic Publishing
ist ein Imprint der / является торговой маркой
OmniScriptum GmbH & Co. KG
Heinrich-Böcking-Str. 6-8, 66121 Saarbrücken, Deutschland / Германия
Email / электронная почта: info@palmarium-publishing.ru

Herstellung: siehe letzte Seite /
Напечатано: см. последнюю страницу
ISBN: 978-3-659-60229-0

Copyright / АВТОРСКОЕ ПРАВО © 2015 OmniScriptum GmbH & Co. KG
Alle Rechte vorbehalten. / Все права защищены. Saarbrücken 2015

Светлана Губенко

Неметаллические включения и прочность сталей

Светлана Губенко

Неметаллические включения и прочность сталей

Физические основы прочности сталей

Palmarium Academic Publishing

ГУБЕНКО С.И.

НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВКЛЮЧЕНИЯ И ПРОЧНОСТЬ СТАЛЕЙ

Губенко С.И. Неметаллические включения и прочность сталей.

В книге всесторонне проанализированы процессы разрушения сталей вблизи неметаллических включений. Обсуждаются особенности строения включений как фаз внедрения и их влияние на возникновение термических и деформационных напряжений. Приведены современные представления о моделях зарождения микроразрушений вблизи неметаллических включений. Показано влияние природы включений на механизм образования микроразрушений в сталях при разных условиях деформации, а также в активных средах. Особое внимание уделено развитию разрушения вдоль межфазных границ включение-матрица. Обсуждаются возможности повышения трещиностойкости сталей с неметаллическими включениями путем тепловых и деформационных воздействий.

Gubenko S.I. Non-metallic Inclusions and Strength of Steels.

Processes of fracture of steels near non-metallic inclusions were analysed all-rounly. Peculiarities of inclusions structure as interstitial phases and their influence on the thermal and deformational stresses are discussed. It was shown the influence of inclusions nature on the mechanism of microcracks formation in steels under different conditions of deformation and also in reactive mediums. Special attention for development of fracture along interphase inclusion-matrix boundaries was given. Possibilities of rise of steels with non-metallic inclusions cracking resistance by thermal and deformational actions are discussed.

Оглавление

Введение…….5
Раздел 1. Концентрация напряжений вблизи неметаллических включений в сталях……...8
1.1. Неметаллические включения – типичные представители фаз внедрения…….....8
1.2. Термические и деформационные напряжения вблизи включений……23
1.3. Элементы физической мезомеханики пластического течения и формирования фрагментированной мезоструктуры в стальной матрице вблизи неметаллических включений……..63
Раздел 2. Зарождение разрушения вблизи неметаллических включений……74
2.1. Модели зарождения микротрещин вблизи неметаллических включений ……...74
2.2. Образование трещин в стальной матрице вблизи включений при пластической деформации……..99
2.3. Разрушение межфазных границ включение-матрица при деформации сталей….....117
2.4. Сопротивление разрушению межфазных границ включение-матрица……...163
2.5. Разрушение неметаллических включений при пластической деформации стали.....182
2.6. Разрушение неметаллических включений по внутренним межфазным границам…….……..…211
Раздел 3. Влияние неметаллических включений на разрушение сталей в активных средах……245
3.1. Образование в сталях микроразрывов водородного происхождения вблизи включений…….245
3.2. Зарождение усталостно-коррозионного разрушения сталей вблизи включений……255
3.3. Влияние включений на образование частиц износа при трении……282

Раздел 4. Возможности повышения трещиностойкости сталей с неметаллическими включениями при тепловых и деформационных воздействиях……...299
4.1. Способы влияния на неметаллические включения в сталях……..299
4.2. Формирование градиентных и композитных структур вблизи включений при тепловом и деформационном воздействиях……..353
4.3. Влияние предварительной тепловой на разрушение межфазных границ включение-матрица при пластической деформации..... 423
4.4. Формирование микротрещин вблизи неметаллических включений при интенсивной пластической деформации стали……440
Литература……..455

Введение

Практика показывает, что неметаллические включения часто играют определяющую роль при зарождении разрушения деталей и конструкций. Как правило, зоны стальных слитков и заготовок, содержащие повышенное количество неметаллических включений, являются местами зарождения разрушения в процессе производства металлических изделий под действием различных деформирующих усилий и агрессивных сред. Разрушение стальных изделий в процессе эксплуатации часто может начинаться от исходных дефектов металлургического происхождения, какими являются неметаллические включения, причем при весьма низких напряжениях, что приводит к хрупкому разрушению деталей и конструкций. Любой фактор, способствующий зарождению и развитию трещин вблизи неметаллических включений, представляет большую опасность. Обобщение множества данных показывает, что действие любых механических нагрузок, неагрессивных и агрессивных сред может привести в сталях к росту трещин, зародившихся вблизи неметаллических включений до величины, достаточной, чтобы вызвать медленное либо катастрофическое разрушение. Очевидно, условия деформации (температура, скорость, степень, способ воздействия) во многом определяют механизм и характер зарождения и развития микроразрушений вблизи неметаллических включений

Неметаллические включения существенно снижают технологические и механические свойства сталей, способствуя образованию различного рода дефектов. Одним из путей решения важной задачи повышения прочностных и пластических свойств сталей является уменьшение загрязненности неметаллическими включениями, снижение их размеров и обеспечение их равномерного распределения. В процессе разных воздействий в неметаллических включениях

происходят различного рода фазовые и структурные перестройки, что способствует изменению размеров включений, их фазового и структурного состояния и несомненно влияет на локальные зоны стальной матрицы вблизи неметаллических включений. Характер этих изменений может существенно изменить адгезионные связи на межфазных границах включение-матрица.

Проблема разрушения сталей, связанного с наличием неметаллических включений, представляет сложный комплекс научных и технических вопросов. Одним из наиболее важных направлений, способствующих развитию представления о природе разрушения сталей, является исследование процессов образования микроразрушений вблизи неметаллических включений при пластической деформации, а также в активных средах. Физика зарождения и развития трещин вблизи включений связана с основами теории прочности и пластичности твердых тел, металловедения, химии. Учет всех эффектов, связанных с неметаллическими включениями, важен для создания физической теории разрушения сталей, которая синтезирует знания о процессах в матрице и неметаллических включениях. Важно установить связи между микроструктурными особенностями зарождения микроразрушений вблизи неметаллических включений и типом включений, когезивной прочностью межфазных границ включение-матрица стали, полями деформационных и термических напряжений, а также условиями внешних воздействий, определяющими не только поведение самих включений, но и характер их взаимодействия с металлической матрицей. Очевидно, следует детально проанализировать физические аспекты влияния типов неметаллических включений и границ включение-матрица на механизм образования микроразрушений при различных условиях нагружения (способ, скорость, степень, температура деформации) и в активных средах. При исследовании трещинообразования в сталях следует

уделить внимание образованию трещин в гетерофазных неметаллических включениях различных типов. Необходимо обсудить возможности повышения трещиностойкости сталей при различных тепловых и деформационных воздействиях (горячая деформация, высокотемпературный отжиг, лазерная обработка, интенсивная пластическая деформация) путем изменения размеров, распределения, фазового состава и структуры неметаллических включений, когезивной прочности межфазных границ включение-матрица и внутренних межфазных границ в гетерофазных включениях, формирования локальных градиентных и композитных структур различных типов в стальной матрице вблизи включений. Такие изменения могут способствовать как упрочнению, так и пластифицированию неметаллических включений, а также влиять на механизмы образования трещин вблизи включений.

Понимание всех аспектов влияния неметаллических включений на зарождение разрушения сталей необходимо для задач конструирования и эксплуатации изделий, а также для разработки технологических режимов их производства.

Раздел 1. Концентрация напряжений вблизи неметаллических включений в сталях

1.1. Неметаллические включения – типичные представители фаз внедрения

Атомное строение неметаллических включений. Большинство включений - оксиды и силикаты, нитриды, бориды, карбиды принадлежат к фазам внедрения, где в решетке основного металла распределены атомы неметалла [1, 2]. Выбор позиции для внедрения определяется размерами атомов неметалла и типом пор в решетке металла. Атомы неметалла, растворяются по октаэдрическим и тетраэдрическим междоузлиям и вызывают искажение кристаллической решетки металла. Известно, что характерной особенностью переходных металлов является наличие у них незавершенных внутренних электронных орбиталей s, p и d . Межузельные атомы неметалла являются источником электронов для заполнения этих орбиталей. Поступление электронов от атомов неметалла облегчает образование связи металл-неметалл. В фазах внедрения прочность связи между атомами металла и неметалла уменьшается с увеличением атомного номера металла в каждом периоде системы элементов. Вследствие малого размера атомов неметалла они обладают высокой подвижностью в решетке даже при низких температурах. Атомы неметалла растворяются не только в кристаллической решетке металла, но и в местах расположения различного вида дефектов кристаллического строения.

Для фаз внедрения характерно наличие двух решеток - металлической и неметаллической, причем металлическая подрешетка, как правило, отлична от решетки металла-растворителя, поэтому они близки к химическим соединениям. Во всех фазах внедрения атомы неметалла заполняют

незначительную часть пустот в решетке металла.

Кристаллические решетки фаз внедрения формируются, как и у плотноупакованных металлов, в виде укладок атомных слоев, имеющих последовательность ABABAB... или ABCABC... [1]. Атомы неметалла O, C, N, H располагаются в промежутках между слоями атомов металла и обусловленные ими химические связи способствуют сцеплению металлических слоев и затрудняют легкое скольжение при деформации. У многих оксидов, карбидов, нитридов наблюдается структура типа NaCl, которая реализуется путем внедрения атомов неметалла в решетку металла (например, FeO, CoO) или решетка типа CaF_2 [1]. Эти решетки отличаются только расположением в них атомов неметалла, решетка же металлических атомов у них одинакова. Оксиды типа MeO_2 кристаллизуются в структуру рутила, сходную со структурой CaF_2. В ГЦК решетке типа NaCl атомы неметалла располагаются в октаэдрических порах, в ГЦК решетке типа CaF_2 атомы неметалла находятся в тетраэдрических порах.

В соединениях внедрения сохраняется металлический тип связи, однако, кроме того, реализуются другие типы связи – ковалентная, ионная, гомеополярная. Наличие нескольких компонентов связи значительно усложняет закономерности распределения атомов в решетке. Каждый тип связи вносит свой вклад в уровень свойств неметаллического включения, соотношение типов связи определяется природой элементов. У одного и того же элемента (металла) разные вещества в зависимости от типа неметалла (C, N, O) имеют разный преобладающий тип межатомной связи. Например, в случае хрома, карбиды, нитриды и оксиды имеют соответственно основной гомеополярный, металлический и ионный тип связи.

Для соединений кислорода характерна тенденция к образованию ионной или ковалентной связи, поскольку атом кислорода активно поглощает электроны и композиционный интервал существования металлической связи узок. Металлическая связь

является преобладающей у низших оксидов переходных металлов. Ионная или ковалентная связь доминирует у оксидов Al_2O_3, MgO , CaO и других. Шпинели занимают промежуточное положение между оксидами с металлической и ионной типами связи. В шпинелях происходит гибридизация связей обоих типов, т.е. существуют и металлический, и ионный типы связи. В структурах шпинелей атомы металла характеризуются различной степенью ионизации, что способствует распределению атомов разных металлов или одного металла по кристаллографически не эквивалентным позициям [1].

Сульфиды с высоким содержанием металла структурно родственны нитридам и карбидам, основное различие заключается в сильно увеличенных размерах решетки, что обусловлено большими размерами атомов серы. Если в нитридах расстояния между атомами металла увеличилось на 4…10 %, то в сульфидах - на 14…21 %. Атомы серы при этом остаются в решетке металла изолированными, но связи между атомами металла ослабляются по сравнению с нитридами, оксидами и карбидами, а связи металл-неметалл становятся более прочными. Для сульфидов, селенидов и теллуридов характерна тенденция к образованию фаз внедрения со слоистой решеткой, способной к легкому скольжению между слоями. У ряда сульфидов возможна "частично разупорядоченная" структура, в которой атомы в некоторой степени перемешаны в соответствующих им слоях.

Во включениях всех видов возможны локальные флуктуации типа связи, особенно вблизи дефектов кристаллического строения. Прочность межатомных связей возрастает при увеличении числа электронов, сопровождающем рост размера атома металла при переходе от элемента к элементу в каждом периоде системы элементов. Когда связи приобретают направленный характер, это приводит к хрупкости. Температуру плавления включений можно рассматривать как качественную меру химического сродства между металлом и

неметаллом, т.е. как меру прочности вещества. Наиболее высокими $T_{пл}$, намного превышающими температуру плавления их металлов, обладают соединения со структурой типа NaCl. Температура плавления нитридов ниже, чем карбидов, а оксидов еще ниже. Это объясняет доминирующую роль связей металл-неметалл в этих фазах. Число электронов, которые участвуют в образовании связей атомов C, N и O с каждым из соседних атомов металлов, уменьшаются от углерода к кислороду и соответственно происходит ослабление доминирующих связей и уменьшение температуры плавления.

Большинство включений имеют определенную область гомогенности, поскольку фазы внедрения проявляют способность к взаимной растворимости, причем степень ее меняется в очень широких пределах. Существование области гомогенности многих оксидов и сульфидов обусловлено тем, что они образуют непрерывный ряд твердых растворов. У ряда оксидов существует ограниченная растворимость в твердом состоянии.

В решетке включений имеются дефекты кристаллического строения. Даже строго стехиометрический состав вовсе не означает идеального заполнения узлов решетки. Как и у металлов, в решетке включений возникают точечные, линейные, поверхностные и объемные дефекты. Прочность и пластичность включений во многом определяется природой, количеством и распределением межузельных атомов неметалла. Кроме того, атомы металла также могут попадать в междоузлия. Отклонения от стехиометрии приводят к образованию вакансий в подрешетках металла и неметалла, что приводит к изменению параметра решетки. Степень дефектности металлической и неметаллической подрешеток, как правило, неодинакова. Точечные дефекты играют особую роль в тугоплавких включениях, обеспечивая реализацию механизма диффузионной пластичности и массопереноса за счет перемещения ансамблей межузельных атомов и вакансий.

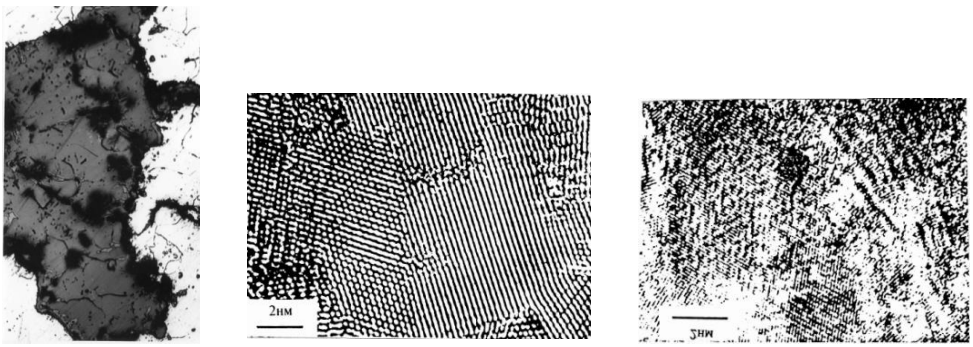
В кристаллических решетках включений имеются линейные дефекты трансляционного и ротационного типа (соответственно дислокации и дисклинации). По значениям плотности дислокаций включения близки к ГЦК металлам [3]. Дислокации во включениях подчиняются тем же закономерностям, что и в металлах, однако, имеется ряд особенностей [5]. Включения, особенно тугоплавкие, обладают специфическими структурами, базирующимися на определенной координации и строго заданных углах связи, что обусловливает повышенную энергию ядра дислокации по сравнению с энергией упруго-искаженной области, прилегающей к дислокации. Существует гипотеза, что дислокации присутствуют лишь в подрешетке металла, а при их скольжении происходит разрыв связей металл-неметалл. Особенность строения дислокаций, в отличие от металлов вытекает из положения, что дополнительная полуплоскость (экстраплоскость) не должна нарушать нейтральность электрического заряда в кристалле, например, с решеткой типа NaCl. У многих включений, особенно тугоплавких, дислокации имеют большие векторы Бюргерса по сравнению с металлами.

Для включений со структурой типа NaCl стабильными являются дислокации с вектором Бюргерса a[100], для структур типа CaF_2 с вектором a/2[100]. Первичной и вторичной плоскостями скольжения являются соответственно плоскости (001) и (011). В решетке с преимущественно ковалентными связями возможны девять типов полных дислокаций с векторами Бюргерса 1/2[110]. Особенности строения дисклинаций в фазах внедрения не исследованы, в отличие от дислокаций, однако по аналогии с последними можно предположить, что на дисклинации во включениях распространяются в основном те же закономерности, что и для ГЦК металлов. Точечные дефекты во включениях взаимодействуют с дислокациями [4], способствуя их неконсервативному движению. На линейных дефектах атомы неметалла и других примесей могут образовывать"атмосферы" Коттрелла, которые значительно снижают подвижность

дислокаций и дисклинаций при пластической деформации. Поверхностные дефекты во включениях такие же, как и в металлах. В зависимости от условий кристаллизации, природы включения в последующей обработки стали во включениях могут быть мало-, средне- и большеугловые границы, причем последние - как специальные, так и общего типа. Поведение границ зерен и субграниц во включениях такое же, как и в металлах и металлических сплавах. Границы всех типов притягивают к себе атомы неметалла, что приводит к возникновению сегрегаций, тем самым ограничивается подвижность границ. В многофазных включениях имеются межфазные границы, которые могут быть когерентными и некогерентными в зависимости от природы и условий кристаллизации фаз. На рис. 1.1, а во включении видны ямки травления от дислокаций, а также субграницы. Неметаллические включения являются поликристаллическими фазами, и, поскольку сами они дисперсны, очень малы размеры их зерен, поэтому многие из них можно отнести к нанокристаллическим фазам в сталях (рис. 1.1, б). Эти фазы имеют большие ширину и протяженность зеренных границ и обладают свойствами, характерными для наноскристаллических материалов.

Внешняя поверхность включений, как правило, имеет развитую шероховатость и характеризуется значительной дефектностью структуры. Поверхностные вакансии оказывают очень боль- шое влияние на химические свойства включений. Одним из важных факторов является взаимообмен вакансий с потенциально межузельными ионами и атомами и их способность действовать в качестве "якоря" или стоков для разных адсорбированных атомов. При этом, если происходит хемосорбция, такие адсорбированные на наружной поверхности атомы примеси из жидкого расплава или твердой матрицы становятся частью основной решетки включения. На внешней поверхности могут заканчиваться внутренние границы всех типов, имеющие различные структуру и напряженное состояние,

что влияет на строение поверхности включения и характер его взаимодействия с жидкой и твердой сталью при формировании поверхности раздела - межфазной границы включение-матрица.



а б в

Рис.1.1. Структура неметаллических включений: а – кристаллическое, б – нанокристаллическое, в - аморфное; а – х1000

Во включениях с металлической и ионной типами связи, например, в шпинелях, часто образуются дефекты упаковки, нередко декорированные атомами металла и примесей. Большинство тугоплавких включений имеют сравнительно высокую энергию дефекта упаковки по сравнению с металлами. Образование частичных дислокаций сопровождается появлением электростатических дефектов упаковки [5]. Высокая энергия дефектов упаковки сдерживает подвижность дислокаций. Объемные дефекты во включениях могут быть связаны со скоплениями вакансий, обособлением атомов неметалла с образованием молекул газа и термическими напряжениями.

Для аморфных включений характерен ближний порядок в расположении атомов (рис. 1.1, в). Основным структурным элементом является кластер икосаэдр с осями симметрии пятого порядка или кластеры другой симметрии, запрещающей периодичность упаковки. В аморфном материале могут быть и микрокристаллиты размером 2,0…2,5 нм. В аморфных

включениях, как и в кристаллических, есть дефекты атомного строения. Вакансии и дислокации в аморфных материалах не повышают внутреннюю энергию, как в кристаллах, а понижают. В аморфных включениях возникают также дисклинации [7], причем плотность дисклинационных петель, которые способны испускать и поглощать дислокации довольно высока. Поскольку суть моделей аморфного состояния заключается во введении некоторой структурной единицы, с помощью которой заполняется трехмерное пространство (икосаэдры, додекаэдры), такие конфигурации атомов могут быть получены при условии введения дисклинаций. Дисклинации являются неотъемлемым элементом строения аморфных веществ. Линейные дефекты, как и в кристаллических включениях, притягивают к себе атомы неметалла.

Принятая поликластерная модель строения аморфных материалов предполагает наличие переходных областей (границ) между кластерами, которые пока не исследованы. В аморфных включениях есть специфический дефект, так называемый свободный объем. Плотность аморфных материалов меньше, чем кристаллических - это создает избыточный свободный объем, который имеет распределение по размерам от нескольких до десятков нм. Когда свободный объем коалесцирует, во включениях появляются поры. Свободный объем является носителем пластической деформации в аморфных материалах, которые текут вязко по бездислокационному механизму (как пластилин).

Классификация неметаллических включений. Включения следует классифицировать по нескольким признакам: происхождению, моменту образования, химическому составу, атомной структуре, микроструктуре, температуре плавления, механическому поведению.

По происхождению их можно разделить на две группы: эндогенные и экзогенные. Эндогенные включения образуются в результате реакций между компонентами стали, уменьшения

растворимости компонентов в жидкой и твердой стали при понижении температуры, при протекании монотектических, эвтектических, перитектических, экстектических и синтектических превращений, добавления в сталь раскислителей и десульфуратов. Эндогенные включения могут зарождаться гомогенно или гетерогенно - на поверхности ранее существовавших включений или растущих кристаллов стали. Способ образования включений определяется составом стали, а также термодинамическими и кинетическими факторами. Экзогенные включения представляют собой продукты разрушения футеровки сталеплавильных агрегатов и сталеразливочных устройств, частицы шихты, экзотермических смесей, песчаных и рафинированных шлаков. Включения, попадающие в жидкую сталь извне в большей или меньшей мере видоизменяются под воздействием жидкого расплава и раскислителя, поэтому не всегда возможно их однозначно идентифицировать как экзогенные.

Эндогенные включения по моменту образования делят на докристаллизационные (первичные и вторичные), кристаллизационные (третичные) и послекристаллизационные (четвертичные). В основе образования включений лежат разнообразные превращения. Включения, формирующиеся в процессе плавки при вводе различных элементов и их реакциях с компонентами стали, называются первичными. При охлаждении расплава до температуры начала кристаллизации стали уменьшается растворимость в ней элементов и из пересыщенного жидкого раствора выделяются новые фазы - вторичные включения. В процессе кристаллизации стали в результате обогащения жидкого металла примесями вследствие ликвационных явлений и понижения растворимости примесей возникают третичные включения. В твердой стали после завершения кристаллизации при понижении температуры вследствие уменьшения растворимости примесей в твердом растворе формируются четвертичные включения.

По составу неметаллические включения можно разделить на несколько основных групп: 1) простые оксиды (FeO, MnO, Al_2O_3, TiO, Cr_2O_3, FeO-MnO, MgO, TiO_2);

2) сложные оксиды - включения типа шпинелей с общей формулой $MeO \cdot Me_2O_3$ ($FeO \cdot Al_2O_3$, $MnO \cdot Al_2O_3$, $MnO \cdot Cr_2O_3$); 3) силикаты ($FeO \cdot SiO_2$, $2FeO \cdot SiO_2$); 4) сульфиды (FeS, MnS, TiS, VS, CrS, Al_2S_3); 5) фосфиды (Fe_3P); 6) нитриды (AlN, VN, Fe_4N, CrN, TiN);

7) гидриды (VH, TiH); 8) карбиды (VC, WC, Fe_3C, Mo_6C, Cr_4C, Cr_7C_3); 9) селениды (FeSe); 10) теллуриды (FeTe); 11) бориды (FeB, Ni_2B, Cr_4B, TiB).

В структуре стали могут быть различные включения, которые образуются в результате реакций компонентов стали с кислородом, серой, азотом. Большое количество включений оксидов независимо от класса и состава стали принадлежит к системе $Fe_xMn_{(1-x)}$ O-SiO_2-Al_2O_3 [5 - 7]. Кроме того, часто встречаются включения оксидов кальция, магния, титана, хрома. Образование сульфидов в стали определяется сродством компонентов ее к сере, которое повышается от железа к алюминию, хрому, ванадию, марганцу, титану, кальцию и церию. Появление нитридов зависит от сродства элементов к азоту, которое увеличивается от хрома к ванадию, алюминию, титану и цирконию.

Названия включений и составляющих их фаз заимствованы металлургами из минералогии, поскольку очень многие включения имеют тот же состав, что и природные минералы: корунд Al_2O_3, рутил TiO_2, кварц SiO_2, периклаз MgO, шпинель $MgAl_2O_4$, пирротин FeS, родонит $MnO \cdot SiO_2$, ильменит FeO-TiO_2 и другие.

По атомной структуре включения делятся на кристаллические и аморфные. Встречаются включения с разными типами кристаллических решеток [5 - 7]: кубическая (FeO, MnO, MnS, CaO, MgO, $FeO \cdot Fe_2O_3$, $MgO \cdot Al_2O_3$, $MgO \cdot Fe_2O_3$, $MnO \cdot Al_2O_3$, TiN), гексагональная (α-Fe_2O_3, Al_2O_3, Cr_2O_3, AlN,

FeS), триклинная ($CaO \cdot Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$), тригональная ($Al_2O_3$, SiO_2, Ti_2O_3), тетрагональная (α-TiO_2, $2CaO \cdot Al_2O_3 \cdot SiO_2$), ромбическая ($\alpha$-$2CaO \cdot SiO_2$, $2FeO \cdot SiO_2$, $2MnO \cdot SiO_2$), миноклинная (β-$2CaO \cdot SiO_2$). Существуют изоморфные (FeS, MnO, MgO, $MgO \cdot Al_2O_3$) и полиморфные (MnS, CaO, Fe_2O_3, SiO_2) включения.

Аморфными являются включения лешательерита (кварцевое стекло) и большая группа стекол сложного состава - алюмосиликатные, циркониевосиликатные, хромовосиликатные, содержащие в разных сочетаниях и количественных соотношениях SiO_2, Al_2O_3, FeO, MnO, Cr_2O_3, ZrO_2.

Включения идентифицируют по ряду диагностических признаков, используемых в минералогии и основанных на оптических свойствах, которые определяют в отраженном и проходящем свете под микроскопом (оптическая изотропия, анизотропия, показатели светопреломления) [8, 9], а также люминесцентное свечение в потоке рентгеновских лучей.

Различие микроструктуры включений позволяет разделить их на несколько основных типов [5 - 14]. Однофазные частицы, состав которых может отвечать простой формуле любой из основных групп, например, CaO, MnO, Al_2O_3, TiN, FeS, $MnO \cdot Al_2O_3$, $FeO \cdot SiO_2$ или представляющие собой твердые растворы, например (Fe,Mn)O, $(Fe,Mn)O \cdot Al_2O_3$, (Fe, Mn)S. В сталях, кроме однофазных неметаллических включений оксидов, нитридов, сульфидов, силикатов и т.д., присутствуют гетерофазные включения, которые по природе и структуре можно разделить на несколько групп. Большую группу включений представляют собой двух- или многофазные частицы, которые образуются, если включение, появившееся первым (более тугоплавкая фаза), служит подложкой для кристаллизации новой неметаллической фазы в виде сплошной или прерывистой оболочки (более легкоплавкая фаза). Это двухфазные включения первого типа «тугоплавкая фаза, окруженная легкоплавкой оболочкой» [5, 6]. Например, двухфазное оксисульфидное включение, состоящее из оксидной

фазы Al_2O_3 и сульфидной оболочки (Fe,Mn)S, или двухфазное оксисиликатное включение, состоящее из силикатной фазы $MnO{\cdot}SiO_2$, в которой распределены оксиды $MnO{\cdot}Al_2O_3$. Очевидно, более тугоплавкой фазой таких включений могут быть не только оксиды, но также нитриды, карбонитриды и т.д. Существуют двухфазные включения, где одна из фаз не образует оболочку вокруг другой и фазы как бы существуют рядом. Это двухфазные включения второго типа «фазы рядом» [5, 6]. Например, $MnO{\cdot}Al_2O_3$+$FeO{\cdot}Al_2O_3$, TiCN+TiO_2. Двух- или многофазные частицы образуются также в результате одновременной кристаллизации фаз при эвтектическом превращении. Такие включения имеют эвтектическую структуру – это включения третьего типа «эвтектики» [5, 6], которые представляют собой колонии фаз эвтектики (композитные формирования разного вида в зависимости от состава и природы этих эвтектических фаз). Например, FeS-(Fe,Mn)S, $MgO{\cdot}Al_2O_3$-$2MgO{\cdot}SiO_2$, $2FeO{\cdot}SiO_2$-$MnO{\cdot}SiO_2$. Кроме того, встречаются эвтектики включение-матрица в стали, в которых неметаллической фазой является сульфид или силикат [5 - 7]. Наконец, в сталях нередко встречаются двухфазные неметаллические включения, где в «неметаллической» матрице (сульфидной, оксидной, силикатной и т.д.) присутствуют дисперсные частицы второй фазы (оксиды, нитриды, карбонитриды, силикаты и т.д.). В этих включения вторая фаза как правило является избыточной и выделилась из пересыщенноно жидкого либо твердого раствора («неметаллической» матрицы) в процессе охлаждения в результате уменьшения растворимости в ней элементов при понижении температуры. Частички второй фазы дисперсны и могут быть по-разному распределены в «неметаллической» матрице. Такие включения представляют собой дисперсные композитные формирования – это включения четвертого типа «дисперсные фазы в неметаллической матрице» [5, 6]. Включения такого типа могут быть не только двух-, но и

многофазными, если в них присутствуют дисперсные частицы нескольких видов, имеющие разные форму и размеры.

Сульфидные, оксидные, оксисульфидные, нитридные, сульфосиликатные и некоторые силикатные эвтектические включения имеют эндогенное происхождение. Эвтектические включения экзогенного происхождения, как правило, являются частицами шлаков, попавшими в сталь при выплавке, разливке и затвердевании и представляют собой силикатные эвтектики сложного состава.

Классификации включений по температуре плавления и механическому поведению имеют условный характер. Принято разделять включения на тугоплавкие и легкоплавкие, при этом нет четкой температурной границы. К тугоплавким относят включения с температурами плавления, превышающими температуры горячей деформации стали на 100°С и более. Легкоплавкие включения имеют температуры плавления, близкие к температурам горячей обработки стали давлением. По механическому поведению обычно включения делят на хрупкие и пластичные.

Физико-механические свойства включений. Большинство включений (оксиды, бориды, гидриды, нитриды, карбиды) являются тугоплавкими. Температуры плавления и испарения характеризуют энергию разрыва связей, упругие константы (модули нормальной упругости и сдвига) - деформируемость связи. Эти величины зависят от энергии сцепления атомов (ионов) в решетке. Тугоплавкие включения имеют высокую твердость, которая обусловлена соответственно высоким уровнем сил межатомных связей. Значения твердости обладают анизотропией. Направления с минимальными значениями критического напряжения сдвига имеют максимальную твердость. У включений прочностные характеристики и твердость изменяются не всегда симбатно, поскольку их прочность более существенно, чем твердость, зависит от содержания и характера дефектов и более структурно

чувствительна [3]. Закономерности концентрационной зависимости твердости включений с неограниченной и ограниченной растворимостью примесей подобны таковым для металлических сплавов. В случаях включений с неограниченной растворимостью примеси существует максимум твердости, сдвинутый в сторону более твердого элемента (или фазы).

Для многих тугоплавких включений характерным свойством является хрупкость как в низкотемпературной, так и в высокотемпературной области. Она обеспечивается направленностью связей в решетке и высоким значением сил Пайерлса-Набарро для дислокаций. Кроме того, влияние оказывают характеристики дислокационного строения и взаимодействия дислокаций с другими дефектами, низкая скорость размножения дислокаций. Большинство включений при температурах горячей обработки давлением не обнаруживают заметной макропластичности и разрушаются хрупко, поскольку для них температура хладноломкости находится выше температур горячей деформации стали [2]. Создание на поверхности включений сжимающих напряжений может привести к существенному повышению их прочности [3].

Температурная зависимость прочности для тугоплавких включений имеет немонотонный характер [3]. Зависимость предела текучести включений от величины зерна описывается соотношением Холла-Петча. Влияние примесей на прочность включений имеет важное значение с точки зрения возможного изменения их состава в результате взаимодействия со стальной матрицей при нагреве и (или) горячей деформации. Примеси, как и в случае металлов, влияют на прочность включений через величину зерна, упрочнение твердого раствора, дисперсионное твердение, влияние на подвижность дислокаций и границ зерен.

У включений сульфидов и некоторых оксидов температуры плавления ниже, чем у тугоплавких включений, а пластичность выше, особенно у сульфидов, образующих

слоистые решетки. Некоторые сульфиды пластически деформируются при 20°С.

Многие явления, происходящие во включениях (структурные и фазовые превращения - выделение и растворение новых фаз, деформация, рекристаллизация) определяются развитием диффузионных процессов. Уровень диффузионной подвижности атомов во включениях напоминает температурную зависимость диффузионной подвижности в металлических сплавах [3]. Диффузия атомов неметалла может происходить при перемещении из одной октаэдрической поры в другую. При наличии вакансий в металлической подрешетке атомы неметалла могут занимать их позиции. Диффузия атомов металла протекает автономно и не зависит от наличия дефектов в подрешетке неметалла, диффузионная подвижность атомов металла на несколько порядков ниже, чем таковая атомов неметалла, а энергия активации самодиффузии атомов металла выше, чем у атомов неметалла. Коэффициенты самодиффузии атомов металла ниже таковых для атомов неметалла у оксидов на несколько порядков, у карбидов - на 2…3 порядка [3]. Вследствие диффузионной подвижности атомов металла и неметалла возможна разгомогенизация включений.

Атомы примесей во включениях могут растворяться по типу внедрения и замещения, при этом диффузионная подвижность атомов разных элементов неодинакова. Параметры диффузии атомов металлических и неметаллических примесей, в основном, совпадают с таковыми для основного металла, образующего включение. Диффузионная подвижность атомов во включениях характеризует их контактное взаимодействие с жидкой и твердой сталью.

Следует отметить, что включения в стали представляют собой довольно широкий круг материалов, имеющих различные физические, химические и механические свойства [15, 9, 10]. Форма частиц включений в литой стали зависит от типа их кристаллической решетки и условий образования. Тугоплавкие

включения встречаются шаровидной, полиэдрической, дендритной, пластиночной, неправильной формы, легкоплавкие включения, образующиеся на последних этапах кристаллизации стали, чаще всего имеют пленочную или неправильную форму и располагаются по границам дендритов. Включения могут образовывать скопления в литой стали.

В одной стали могут образоваться включения нескольких типов по составу и структуре. Количество включений в стали велико. В одной тонне обычной углеродистой стали содержится до $10^{12}…10^{13}$ включений оксидов и еще больше сульфидов. Основное количество этих включений (98 %) имеют размеры менее 0,2 мкм, поэтому не все из них можно увидеть под металлографическим микроскопом [15].

1.2. Термические и деформационные напряжения вблизи включений

Механика сплошной среды неоднократно обращалась к вопросам концентрации напряжений у отверстий и включений. Различие физических, механических и химических свойств включения и матрицы стали приводит к возникновению напряжений на границе их раздела, величина которых зависит от ряда факторов: когерентности включения и матрицы, которая определяется степенью соответствия их кристаллических структур и энергией поверхности раздела; формы и размера включения; расстояния между включениями, определяющего их взаимное влияние; объемной доли включений; распределения включений. Совместным действием приведенных факторов определяется роль включений как концентраторов напряжений. При отсутствии внешнего воздействия в стали будут остаточные напряжения, обусловленные присутствием включений. Эти напряжения вызываются межфазными напряжениями на границах раздела включение-матрица, фазовым наклепом, обусловленным превращениями в стали и частицах при

изменении температуры, концентрацией дефектов кристаллического строения. Вблизи поверхности частицы они имеют величину порядка G_M /100, где G_M - модуль сдвига матрицы [16]. Приложение внешнего воздействия также вызывает дополнительные напряжения вблизи частиц вследствие различия упругих постоянных матрицы и включений. Эти напряжения могут быть нормальными (растягивающими или сжимающими) и сдвиговыми и имеют локальный характер.

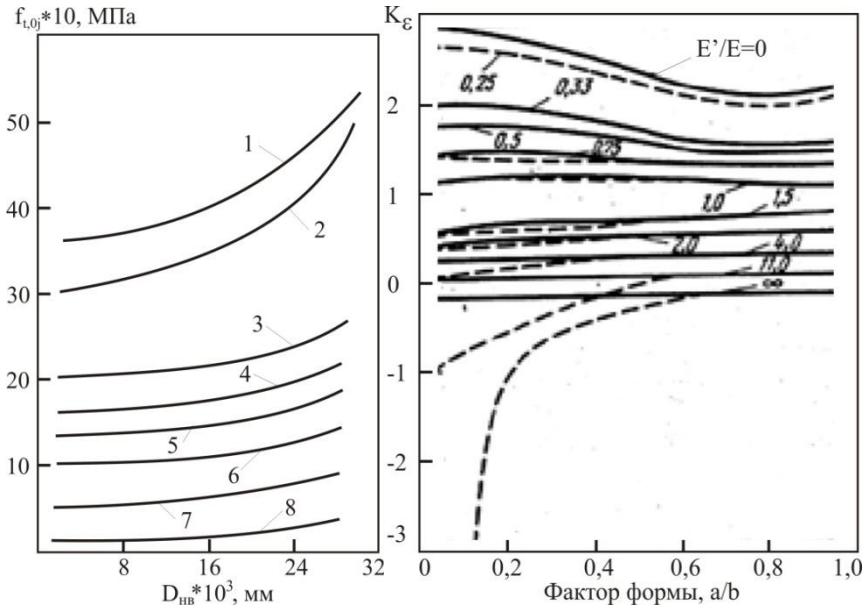
Теоретически определить напряжения на границе включение-матрица с учетом всех факторов трудно, поэтому прибегают к ряду допущений и упрощений. Известны работы [16 - 19] по определению упругих напряжений, возникающих в результате гидростатического давления на границе включение-матрица (рис. 1.2). Очевидно, что концентрация напряжений возрастает, если $E_B < E_M$.

Термические напряжения вблизи включений. Авторы работы [20] определяли термические напряжения на границе матрицы с включением по различию коэффициентов термического расширения включения ($\alpha_в$) и матрицы ($\alpha_м$). Структурные напряжения у включений пропорциональны выражению:

$$\pm F[(\alpha_м - \alpha_в)\Delta T], \qquad (1.1)$$

где F - функция, зависящая от модулей упругости включения и матрицы, формы, размера и распределения включений; ΔT - изменение температуры.

Релаксация термических напряжений, возникающих на границах включение-матрица в процессе охлаждения после кристаллизации, как впрочем, и после горячей деформации или отжига, не локализована в границах раздела, а распространяется на прилегающие области матрицы и включения. Для определения упругих напряжений термического происхождения вблизи сферического включения предложена формула [21]:



а б

Рис. 1.2. Зависимость тангенциальных напряжений от размера включений (а) и коэффициента концентрации напряжений от формы эллипсоида при разных соотношениях модулей Юнга (б, a и b – соответственно малая и большая оси эллипсоида, сплошные и пунктирные линии – соответственно для центральной части и концов включения): 1 – Al_2O_3; 2 – $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$; 3 – $3CaO \cdot 5Al_2O_3$; 4 – $CaO \cdot Al_2O_3$; 5 – $3CaO \cdot Al_2O_3$; 6 – $CaO \cdot SiO_2$; 7 – $2CaO \cdot SiO_2$; 8 – $3CaO \cdot SiO_2$

$$\sigma_y = \frac{P}{1-d^3}\left(\frac{1}{2}\cdot\frac{R_в^3}{R} - d^3\right), \qquad (1.2)$$

где

$$P = \frac{(\alpha_м - \alpha_в)\Delta T}{\left[\frac{1/2(1+\nu_м)+(1-2\nu_м)d^3}{E_м(1-d^3)} + \frac{1-2\nu_в}{E_в}\right]} \qquad (1.3)$$

где $\nu_в$ и $\nu_м$ коэффициенты Пуассона включения и стали; $R_в$ - радиус включения; R - радиус области матрицы, связанной с включением; d^3 коэффициент, равный 0,0005.

Используя формулу (1.2) и данные по свойствам включения и матрицы стали [6, 7, 22], определяли изменение упругих микронапряжений в матрице при изменении расстояния от включения в условиях охлаждения низкоуглеродистой стали после горячей прокатки. При этом предполагали, что при температуре конца прокатки внутренние напряжения отсутствуют. Определяли величину напряжений в зависимости от соотношения радиуса зоны матрицы вокруг включения (R) к радиусу включения ($R_{нв}$). Результаты приведены на рис. 1.3, а для включений корунда, шпинели и нитрида титана. В контакте с включениями в матрице развиваются значительные упругие напряжения, величина которых определяется степенью различия свойств включения и матрицы.

Напряжения в зонах матрицы, прилегающих к включению, превышают предел текучести низкоуглеродистой стали, поэтому должна развиваться пластическая деформация матрицы, способствующая уменьшению напряжений. Вокруг включения создается пластическая зона I, напряжения в которой не превышают предел текучести матрицы (рис. 1.3, б). Вне этой зоны сохраняются упругие напряжения, которые распространяются на расстояние, превышающее радиус включения в 4…5 раз (зона II).

В процессе охлаждения стали термические напряжения непрерывно возрастают до определенного уровня (критического значения, равного пределу текучести матрицы), а затем релаксируют путем пластических сдвигов или ротаций в области, прилегающей к включению. Первая релаксация имеет лавинообразный характер. Если охлаждение стали продолжается, вновь происходит рост термических напряжений и новая, вторая релаксация и т.д. При наличии нескольких сбросов напряжений релаксация имеет ступенчатый или волновой характер. Релаксация идет непосредственно от межфазной границы включение-матрица, или происходит на некотором расстоянии от нее. Ступенчатая релаксация

напряжений является отражением скачкообразного развития скольжения в одной или нескольких системах.

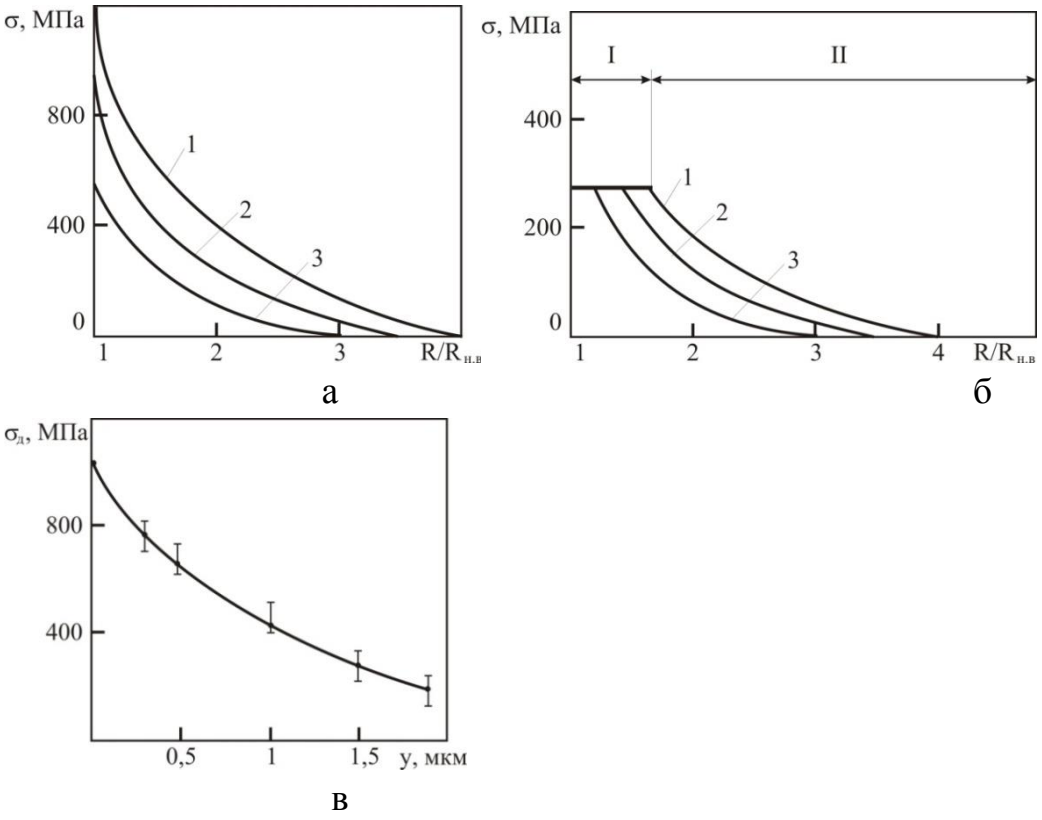


Рис. 1.3. Изменение упругих (а) и упруго-пластических напряжений (б) в матрице стали 08Ю в зависимости от соотношения R/ $R_{нв}$ и дальнодействующих напряжений в матрице стали 08Х18Н10Т вблизи включения (в): кр. 1 – вблизи Al_2O_3; 2 - $MnO \cdot SiO_2$; 3- TiN

Характер распределения дислокаций свидетельствует об их расположении в определенных кристаллографических плоскостях и направлениях (рис. 1.4, а). Волновая релаксация, как правило, связана с зарождением и работой дислокационных источников на межфазной границе, например, источников Бардина-Херринга. Каждая дислокационная петля при своем движении производит волну сдвига.

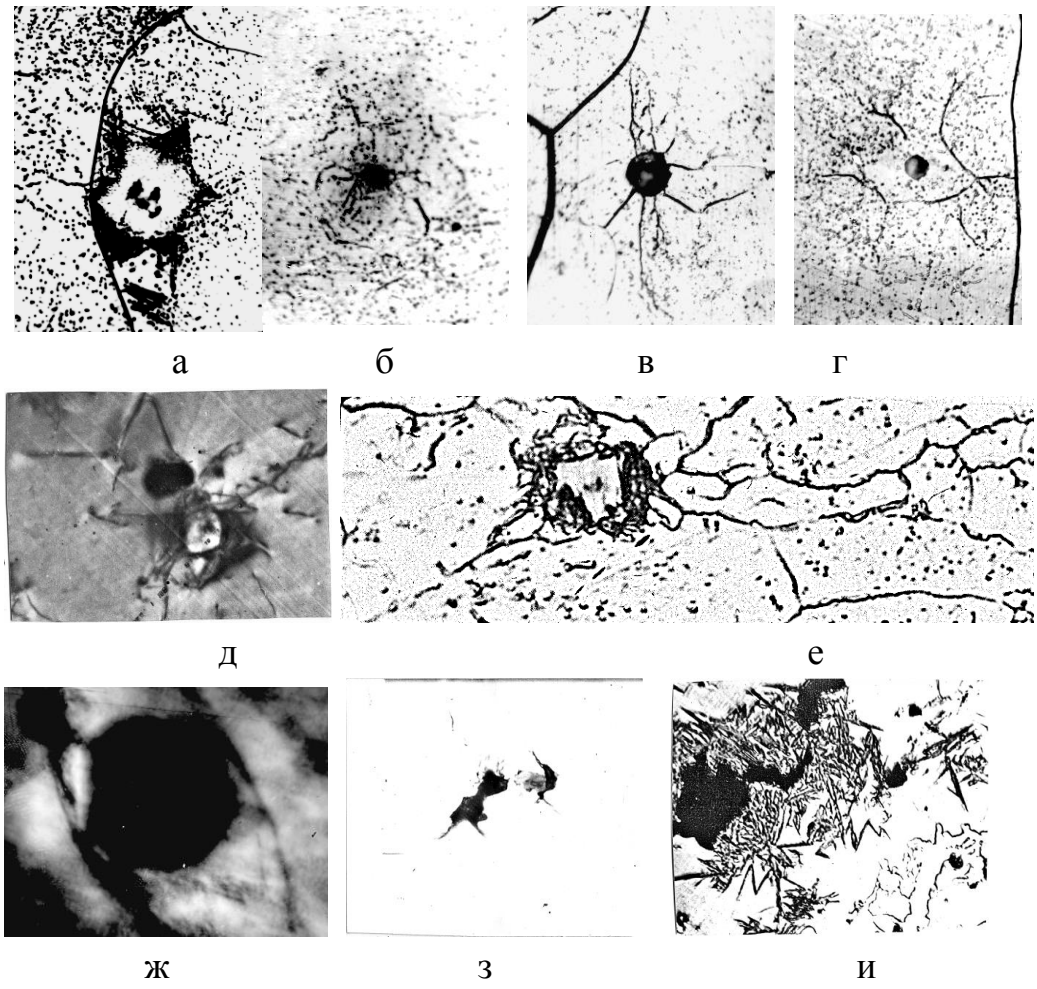


Рис. 1.4. Микроструктура матрицы стали ЭЗ (а - г, е) и 08Ю (д, ж, з) вблизи включений: а - г, ж - и - х600; д, е - х20000

Поскольку появление термических напряжений связано с охлаждением стали от довольно высокой температуры, в релаксационных процессах большую роль играют точечные дефекты, имеющиеся на межфазных границах. Возможно образование неравновесных конфигураций, таких как структурные вакансии. Повышенное количество вакансий способствует переползанию дислокаций и появлению элементов полигонизации, когда появляются отдельные оборванные субграницы (рис. 1.4, б, д, е) или даже образуется

"паукообразная" разветвленная сеть субграниц (рис. 1.4, в). Наличие вблизи включений ограниченных внутренних поверхностей раздела эквивалентно присутствию частичных дисклинаций (рис. 1.4, в, г). Места обрыва субграниц являются участками, где неизбежно происходит поворот кристаллической решетки для сохранения непрерывности зерна. Включения в результате оказываются в полях моментных напряжений.

Таким образом, релаксационные процессы скольжения и переползания дислокаций при наличии термических напряжений на границах включение-матрица способствуют развитию дислокационно-дисклинационных комплексов вблизи включений, а значит, повороту отдельных областей зерна друг относительно друга. О сложно напряженном состоянии стальной матрицы вблизи включении свидетельствуют также многочисленные случаи наличия изгибных экстинкционных контуров в тонких фольгах, наблюдаемые при электронномикроскопических исследованиях (рис. 1.4, ж). Характер этих контуров свидетельствует о возникновении вблизи включений упругого или упругопластического изгиба кристаллической решетки, порождающего дальнодействующие поля напряжений [23 - 25]. Получен тензор изгиба-кручения, в котором отлична от нуля одна компонента, измеренная на расстоянии 0,5 мкм от включения:

$$æ = \begin{vmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 850 & 0 & 0 \\ & & \\ 0 & 0 & 0 \end{vmatrix} \text{ рад/с м} \quad (1.4)$$

Величина напряжения $\sigma_д$ вблизи включения Al_2O_3 в стали 08Ю практически равна рассчитанным термическим напряжениям (рис. 1.3, а, в). С удалением от включения поле напряжений спадает.

Матрица стали, охлажденной на воздухе после кристаллизации или горячей прокатки, а также после закалки или другой термической обработки, обладает значительной неоднородностью распределения термических напряжений, вызванной присутствием включений, которые могут способствовать образованию термических микротрещин в матрице вблизи включений, особенно в сталях, где затруднены процессы пластической релаксации (рис. 1.4, з, и). Термические напряжения, локализованные вблизи включений, в зависимости от соотношения коэффициентов термического расширения (сжатия) имеют разный знак (см. выражение (1.1)): вблизи оксидов, нитридов, силикатов, карбонитридов - они сжимающие, вблизи сульфидов - растягивающие [21]. В целом, это негативное явление, поскольку действие включений как концентраторов напряжений приводит к образованию микроразрушений при последующем нагружении либо в процессе пластической деформации, либо при эксплуатации.

Дислокационные источники вблизи включений. Многие авторы наблюдали зарождение пластической деформации у включений, определили коэффициенты концентрации деформации у графита и включений [26]. Вблизи глобулярных включений концентрация деформации ниже, чем у пластинчатых и определяется размером включения. Кроме того, величина деформационной зоны контролируется протяженностью и величиной упругого поля напряжений у включений.

Работу дислокационных источников, возникших на границе включение-матрица, наблюдали в α-железе, медных сплавах, некоторых сталях, молибдене и других материалах при охлаждении [27 - 30] . В работе [30] предложена модель зарождения дислокаций на границе включение-матрица при высоких температурах (выше $0{,}6 \cdot T_{пл}$), когда происходит релаксация напряжений вследствие диффузионной аккомодации. Механизм генерирования дислокаций у включений предложен

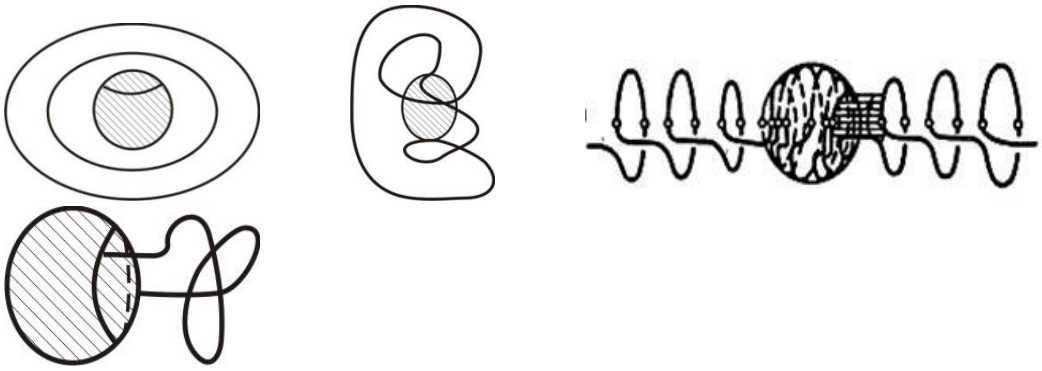
П. Хиршем для случая существования начальной криволинейной дислокации у включения. Краевые компоненты дислокации, имеющие меньшую подвижность, чем винтовые, закрепляют края винтовых компонент. В результате участок винтовой дислокации действует как источник Франка-Рида. В работе [31] сделан обзор работ, посвященных образованию дислокаций, рассмотрены механизмы призматического выдавливания, диффузионного зарождения дислокаций в монокристаллах. Для описания генерирования дислокаций включениями предложены геометрические и качественные схемы, надежные количественные модели еще не созданы. Большинство моделей связаны с перераспределением вблизи включений решеточных дефектов и не касаются источников дислокационного характера, присутствующих на границе включение-матрица (стыки, фасетки). Авторы всех работ интересовались самим фактом испускания дислокаций включениями, но не изменениями при этом в структуре границ включение-матрица. Пока не существует механизмов генерирования дислокаций, связанных с перестройками в границах включение-матрица. Наконец, предложенные механизмы связаны с генерированием одиночных дислокаций, тогда как в реальных материалах действуют дислокационные группы и ансамбли. Кроме того, большинство работ, выполнены на материалах, весьма далеких от промышленных сталей, поэтому представляет интерес проверить предложенные ранее модели на реальных сталях.

В настоящее время появилось немало экспериментальных фактов и теоретических соображений, свидетельствующих о том, что межфазные границы включение-матрица, наряду с границами зерен [32 - 33], являются эффективными, а на начальных стадиях деформации и основными источниками решеточных дислокаций. Около 95 % линий скольжения одним концом касаются включения или границы зерен. В литературе есть данные о возникновении источников дислокаций на

включениях в α-железе, медных сплавах, высокоуглеродистых сталях и других материалах при охлаждении [5, 29, 30]. Однако в реальных сталях границы включение-матрица генерируют не единичные дислокации, кроме того, неметаллические включения активно взаимодействуют с решеточными дислокациями. Необходимо экспериментальное подтверждение известных моделей действия межфазных границ включение-матрица как источников и стоков решеточных дислокаций в сталях, поскольку эти процессы должны играть важную роль в развитии пластической деформации и рекристаллизации.

Источник дислокаций на границе матрица-включение может возникнуть при пластической деформации или охлаждении стали. Его появление всегда обусловлено концентрацией напряжений (деформационных или термических) вблизи включений. Концентрация напряжений зависит от условий деформации, скорости охлаждения, степени различия физико-механических свойств матрицы и включения, размера последнего. Для работы дислокационного источника необходимо, чтобы линейная протяженность упругого поля превышала размеры источника Франка-Рида для стали, иначе он будет деформироваться упруго. Существует несколько моделей работы дислокационных источников вблизи включений, приемлемых для стали (рис. 1.5).

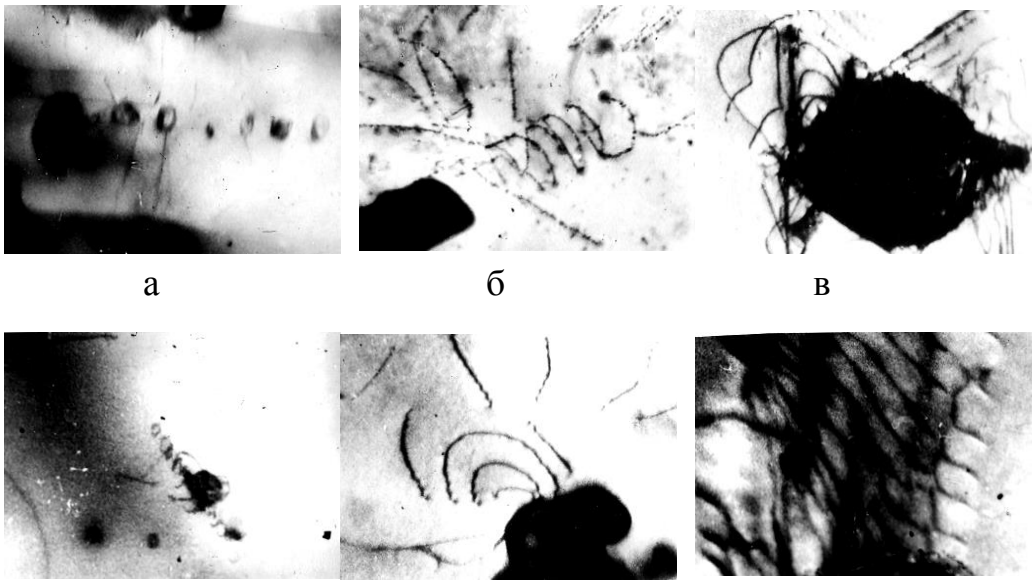
Различие упругих свойств матрицы и включения при охлаждении приводит к возникновению напряжений на границе раздела. Если эти напряжения превышают предел упругости матрицы и действуют необходимые системы скольжения, генерируются призматические дислокации, которые скользят от включения (рис. 1.6, а). Легче дислокации возникают у когерентных частиц, так как в этом случае для начала работы источника достаточно наличия дислокационного сегмента, и не полной петли, как в случае некогерентных включений.



а б в

г

Рис. 1.5. Схемы дислокационных источников Бардина-Херринга (по Дж.Д. Эмбури и Р.Б. Николсону)



а б в

г д е

Рис. 1.6. Источники дислокаций вблизи включений; х21000

Если при быстром охлаждении фиксируется избыточная концентрация вакансий, а включение рассматривается как пора в стальной матрице, окруженная упруго сжатым объемом материала матрицы, возникает диффузионный поток вакансий, обусловленный лапласовским давлением и направленный в сторону включения [28]. В этом случае наиболее вероятный

механизм зарождения дислокаций состоит в захлопывании вакансионных полостей, коалесценции вакансий и взаимодействии их с дислокациями, которые путем переползания образуют геликоидальные дислокации (рис. 1.6, б) – источники Бардина-Херринга. Зародившиеся петли при своем расширении могут оставаться плоскими, если невозможно карандашное скольжение (рис. 1.6, в), если же последнее реализуется, то плоские петли преобразуются в пространственные.

В зависимости от типа первоначальной дислокации изменяется конфигурация дислокационных источников. Если начальная дислокация краевая, образуются плоские петли, в случае смешанной дислокации испускаются петли более сложной формы. При начальной винтовой дислокации, участки которой, лежащие в области максимальных касательных напряжений, движутся по периметру цилиндрического скольжения, образуются геликоиды противоположных знаков. Если винтовые участки дислокаций находятся на одном цилиндре скольжения, то начало и конец геликоида лежат на поверхности частицы. В случае поперечного скольжения и аннигиляции винтовых участков дислокации образуется замкнутая часть геликоида, или призматическая петля. Такие петли движутся от включения в зерно (рис. 1.6, г) и их распределение, а также расстояние между ними определяются кристаллографией матрицы и величиной напряжений. Вблизи включения может работать источник дислокаций типа Франка-Рида (рис. 1.6, д).

Испускание дислокаций от источников на межфазных границах включение–матрица в зерно происходит без образования видимых граничных дефектов. По аналогии с межзеренными границами, межфазные границы служат источниками решеточных и граничных дислокаций. Механизм генерации решеточных дислокаций для границ зерен состоит в слиянии зернограничных дислокаций с образованием

решеточной и последующем испускании ее в зерно [32]. Этот механизм может быть применен к границам включение-матрица с учетом особенностей их структуры. Процесс слияния межфазных дислокаций с образованием решеточной повторяется многократно и испускается последовательно несколько дислокаций, образующих сетку (рис. 1.6, е). Закрепленные сегменты длиной ℓ межфазных дислокаций несоответствия могут работать как источники Франка-Рида, если напряжение в границе включение-матрица превысит критическое значение, определяющееся как и напряжение старта дислокаций ($\sigma \approx G_в / \ell$). Испускаемая петля может не только скользить, но и переползать.

Испускание межфазной границей дислокаций облегчается при наличии уступов, изломов, являющихся, по существу, граничной дислокацией (рис. 1.7). Механизм подобен предложенному Прайсом и Хиртом для границ зерен. Если рассмотреть включение сферической формы с длиной окружности $C_в$, на которой расположены прямолинейные источники дислокаций с поверхностной плотностью $\rho_в$, а длина каждого источника равна длине уступа Δ, то на поверхности имеется $\rho_в$ Δ^2 источников, каждый из которых испускает n дислокаций:

$$\rho\perp \sim n\rho_в\Delta^2/C_в \qquad (1.5)$$

Если включение имеет кубическую форму с длиной ребра $a_в$, на гранях которого расположены прямолинейные источники дислокаций с поверхностной плотностью $\rho_в$, а длина каждого из них Δ, на гранях также имеется $6\rho_в\Delta^2/a^2$ источников, каждый из которых испускает n дислокаций:

$$\rho\perp \sim 6n\rho_в\Delta^2/C_в \qquad (1.6)$$

Выражения (1.5 и 1.6) можно подставить в известную зависимость $\sigma = \sigma_o + \alpha G в\sqrt{\rho}\perp..$ Действие таких источников облегчается поджатием к уступам скопления межфазных дислокаций, испускание решеточных дислокаций, в свою

очередь, приводит к образованию компенсирующих межфазных дислокаций, генерируемых в плоскости межфазной границы. Генерация дислокаций может сопровождаться сдвигом вдоль межфазной границы.

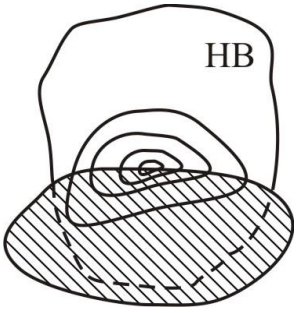


Рис. 1.7. Схема источника дислокаций от уступа на включении

Граница включение-матрица может генерировать частичные двойникующие дислокации, которые перемещаются в зерно от включения вдоль плоскости двойникования и переориентируют кристаллическую решетку матрицы (рис. 1.8, а). Ширина двойника может быть порядка размера включения, но чаще не зависит от него. Если граница включение-матрица генерирует частичные дислокации Шокли, в результате их движения в матрицу происходит сдвиг части зерна по плотноупакованной плоскости. В результате в ГЦК решетке возможно нарушение порядка расположения плотноупакованных слоев с образованием дефекта упаковки (рис. 1.8, б).

Существование в зерне ограниченных внутренних поверхностей раздела, или замкнутых межфазных границ, что имеет место при наличии включений, эквивалентно присутствию там частичных дисклинаций [34]. При пластической деформации вблизи включений возможно зарождение дисклинаций, а также дислокационно-дисклинационных комплексов. Неоднородности плотности дислокаций вблизи включения сильно искривляют решетку матрицы. Релаксация напряжений может идти поворотным

способом (рис. 1.8, в), при этом формируются диполи частичных дисклинаций. Источник зарождения дисклинаций может действовать при закреплении начальной дисклинации включением. Зарождение и движение дисклинаций объясняют как возникновение коллективных форм
движения дислокаций [35].

Развитие пластических ротаций вблизи включений связано со стесненностью пластической деформации, когда при определенных условиях осуществляются локальные пластические повороты микрообластей, причем их кристаллографическая ориентация изменяется в результате зарождения и движения частичных дисклинаций, а точнее диполей частичных дисклинаций (рис. 1.8, г). Как видим, вблизи неметаллических включений возникают области нелинейных коллективных сильно возбужденных состояний матрицы стали, в которых зарождаются все типы деформационных дефектов.

Решеточные дислокации, двигаясь в плоскостях скольжения или осуществляя переползание, выходят на межфазные границы (рис. 1.8, д) и поглощаются ими (рис. 1.8, е), что подтверждается фактами изменения электронно-микроскопического контраста решеточных дислокаций в границах. Дислокации могут захватываться межфазными границами и входить в них подобно тому, как этот процесс описан для межзеренных границ [32]. Для описания поглощения решеточных дислокаций границами зерен используются две модели: диссоциации решеточных дислокаций на дискретные зернограничные и непрерывной делокализации ядра захваченной решеточной дислокации. Обе эти модели приемлемы и для межфазных границ включение-матрица, в которых при поглощении решеточных дислокаций неизбежны динамические всплески напряжений.

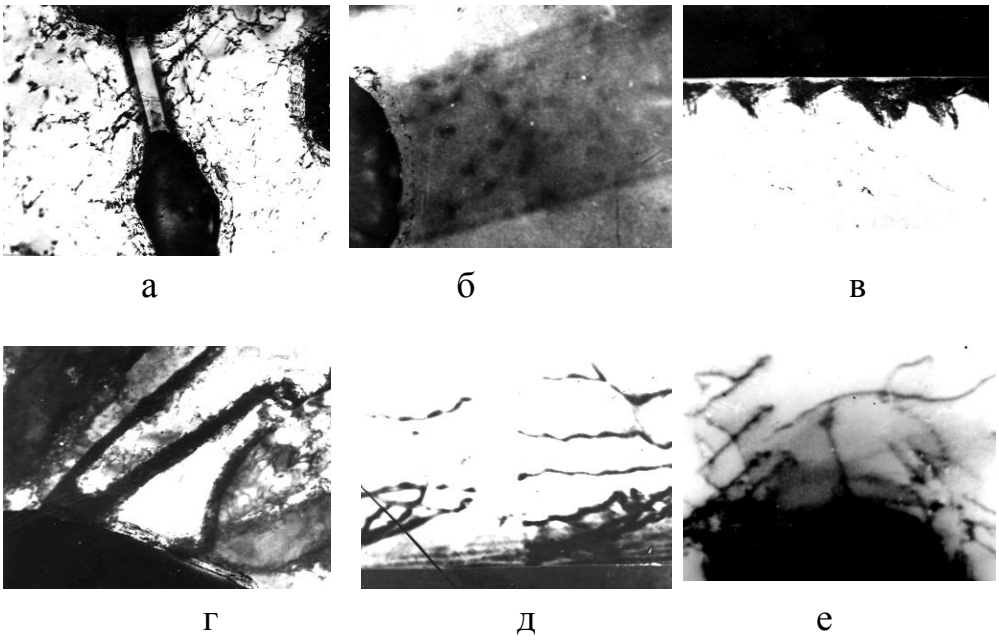


Рис. 1.8. Дефектная структура матрицы вблизи включений

Если возможен выход решеточных дислокаций на межфазную границу без их диссоциации, на границе возникают ступеньки несоответствия. Эти ступеньки могут быть местами, где возникают новые межфазные дислокации, а также нарушения сплошности на межфазных границах с образованием полости или трещины. В местах пересечения межфазной границы решеточными дислокациями, где локально возрастают напряжения в границе, возможно образование новых межфазных дислокаций в результате релаксационных процессов. Вектор Бюргерса межфазной дислокации $\bar{в}_{мф} = в_1 - в_2$, где $в_1$ и $в_2$ – векторы Бюргерса соответственно исходной решеточной дислокации и превращенной после вхождения в границу включение-матрица. Эти процессы приводят к увеличению плотности межфазных дислокаций, которая определяется как отношение общей длины дислокаций в границе к суммарной площади межфазных границ. По аналогии с границами зерен [33], плотность межфазных дислокаций зависит от скорости деформации ξ:

$$\rho_{\perp} \sim \alpha \xi в^{-1}_{мф}; \qquad (1.7)$$

где α – коэффициент, зависящий от типа границы включение-матрица; $в_{мф}$ – вектор Бюргерса межфазных дислокаций.

Захваченные дислокации препятствуют вхождению новых дислокаций в границы. Они являются неравновесными дефектами в межфазных границах, поскольку повышают энергию последних. Стабильность захваченных дислокаций зависит от типа границ: их устойчивость уменьшается при переходе от специальных границ к границам общего типа [32].

Взаимодействие границ включение-матрица с решеточными дислокациями должно способствовать увеличению разориентировки этих границ. Решеточные дислокации приводят межфазные границы в особо сильно возбужденное состояние из-за дестабилизации атомной структуры последних. Неравновесность структуры межфазных границ может вызвать фазовые переходы в них, способствующие снижению граничной энергии. Поглощение дислокаций может привести и к возврату структуры межфазных границ, т.е. к их переходу из неравновесного состояния в более равновесное. Таким образом, поглощение решеточных дислокаций границами включение-матрица (в зависимости от их исходной структуры и условий деформации) может переводить границы либо в равновесное, либо в неравновесное состояние. Поглощение межфазными границами включение-матрица решеточных дислокаций может привести к новому эффекту испускания дислокаций в зерно.

В системе включение-матрица существует система взаимодействующих решеточных дислокаций стальной матрицы и включения, а также межфазных дислокаций на самой границе включение-матрица и эти три типа дислокаций образуют сеть линейных дефектов, пронизывающих изучаемый объект включение-матрица [5]. Такая сложная система дефектов не является стабильной и неподвижной, поскольку разные типы дефектов вблизи включения могут взаимодействовать между

собой. Кроме того, при охлаждении стали в некоторых включениях и матрице проходят полиморфные превращения, существенно изменяющие условия сопряжения решеток на границе раздела [5], возникают также термические напряжения при сжатии граничного слоя. Эти процессы порождают релаксационные явления, сопровождающиеся движением дефектов на межфазных границах. Дислокации несоответствия, выполняя деформацию переходной решетки в граничных зонах неметаллического включения и стальной матрицы, и сохраняя или не сохраняя при этом ее непрерывность, а также поддерживая ориентационное соотношение, могут скользить и переползать в плоскости границы, оставаясь на поверхности раздела включение-матрица. В общем случае на разных участках границы включение-матрица возможно существование когерентных и некогерентных дислокаций. Скольжение и переползание первых ограничено плоскостью дислокационных петель, вторые - движутся как обычные решеточные дислокации, но их движение ограничено пространством границы раздела. В напряженных участках границы могут действовать источники межфазных дислокаций, движение которых призвано релаксироватъ фазовые и термические напряжения, поддерживая при этом периодичность структуры границы включение-матрица.

Локализация деформационных процессов вблизи неметаллических включений. Неметаллические включения при разных условиях деформации способствуют ее локализации. Частички включений традиционно рассматриваются как барьеры, препятствующие развитию внутризеренной деформации. Торможение деформации приводит к поглощению решеточных дислокаций границами включение-матрица, что способствует динамической релаксации напряжений и изменяет свойства межфазных границ. Локализация деформации вблизи включений связана с их действием как концентраторов напряжений в стали. Представляет интерес изучить процессы

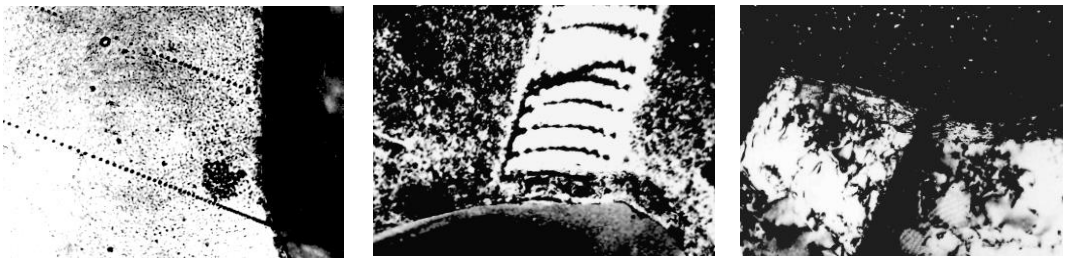
локализации деформации вблизи включений при разных температурах и скоростях деформации, а также взаимодействие различных механизмов деформации и релаксации, что позволит оценить роль включений при разных условиях нагружения.

При пластической деформации на межфазных границах включение-матрица возникают деформационные и контактные напряжения, обусловленные различной деформируемостью включений и стальной матрицы. Включение и матрица представляют собой систему напряженного (включение) и пластичного слоя (матрица) с дислокациями на межфазной границе. Пластическая деформация осуществляется путем сбросов напряжений на концентраторах с испусканием различного рода дефектов. Деформационные и контактные (межповерхностные) напряжения релаксируют в результате возникновения вблизи включений областей нелинейных сильновозбужденных состояний матрицы стали [36].

Для исследования локализации деформации в матрице вблизи включений были выбраны стали 08Ю, ЭЗ, 08Х18Н10Т, 14Х2ГМР, а также армко-железо, матрица которых имеет простую структуру и разный тип кристаллической решетки. Образцы подвергали отжигу при температуре 1100°С для полного протекания рекристаллизации и релаксации напряжений, после чего деформировали растяжением при температуре 25°С со скоростями деформации 2, 5, 25 и 50 $с^{-1}$ на установках «Пластометр УЗТМ» и ИМАШ-5С-65. Кроме того, образцы из стали 14Х2ГМР подвергали взрывному воздействию (давление 90 ГПа, время воздействия импульса 10^{-3} с). Для изучения локализации деформации при высоких температурах образцы подвергали растяжению в вакууме при 700-1200°С на установке ИМАШ-5С-65. Взаимодействие включений с границами зерен наблюдали на образцах горячекатаных сталей ЭЗ и 08Х18Н10Т и холоднокатаной стали 08Ю, подвергнутых отжигу при температурах 700-1200°С в течение одного часа и пластической деформации: растяжением при 25°С и 900-1200°С,

а также горячей прокатке при 1100°С. Степень деформации при 25°С составляла 5 %, при 900-1200°С - около 10 %.

При всех температурах и скоростях деформации включения, особенно крупные, являются эффективными блокираторами внутризеренного скольжения (рис. 1.9, а, б) и двойникования (рис. 1.9, в).



а б в

Рис. 1.9. Торможение пластической деформации включением в сталях Э3 (а) и 08Х18Н10Т (б, в); а - х500, б, в- х 40000

При этом решеточные дислокации скапливаются вблизи границ включение-матрица, выходят на них и поглощаются ими. Поглощения не происходит, если подошедшие к включению решеточные дислокации останавливаются силами изображения на расстоянии $\ell \approx \Delta G в^2$, пропорциональном скачку модулей на границе включение-матрица, и образуют приграничный дефектный слой. При образовании плоских скоплений дислокаций вблизи включений на границе включение-матрица должны формироваться встречные упругие поля, затрудняющие релаксационные процессы в этих зонах матрицы.

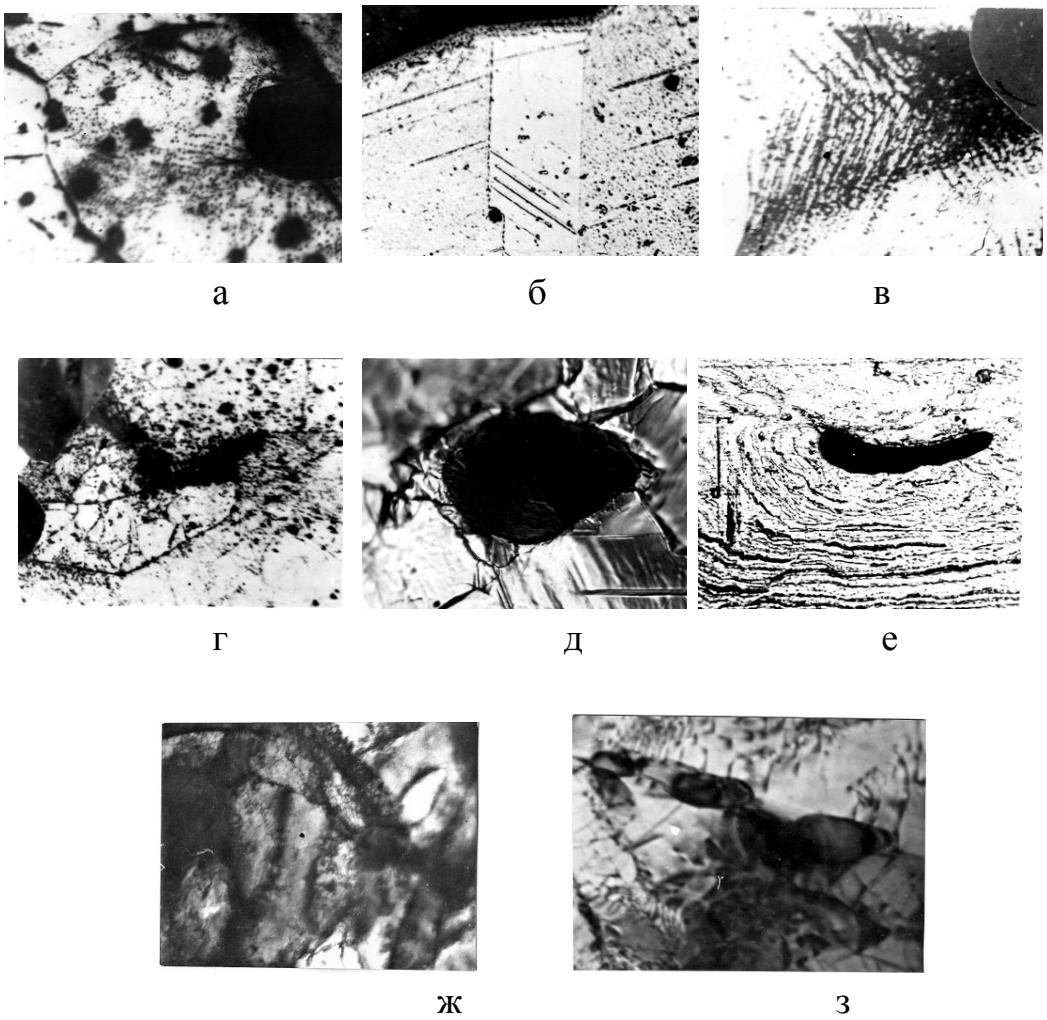
Локализацию пластической деформации вблизи включений можно рассматривать с двух позиций. Во-первых, на границах включение-матрица формируются источники дислокаций благодаря концентрации деформационных, контактных, термических напряжений. Во-вторых, вблизи включений при пластической деформации возникают области нелинейных

коллективных сильновозбужденных состояний матрицы стали, в которых зарождаются деформационные дефекты.

Для развития деформации необходимо обеспечить условия высокой динамической активности элементарных носителей деформации (дислокаций, дисклинаций, границ зерен и т.д.). Деформация осуществляется за счет движения ансамблей сильновзаимодействующих дислокаций, обеспечивающих коллективный эффект массопереноса. Вблизи включений независимо от механизма пластической деформации, обусловленного условиями нагружения, наблюдается ее локализация.

Пластическая деформация вблизи включений зарождается вследствие максимальных концентраций напряжений в этих участках как локальное кинетическое структурное превращение и распространяется в зерно путем движения дефектов. Элементарный акт пластической деформации является сугубо релаксационным процессом, сопровождающимся падением локального напряжения. При низких температурах включения способствуют локализации внутризеренной деформации. Релаксация деформационных напряжений может проходить непосредственно от межфазной границы, когда в зерно испускаются дислокации, образующие полосы сдвига, а также в результате развития пластической деформации в прилегающих зонах матрицы. В случае скользящих дислокаций образуются дислокационные сетки и факелы скольжения (рис. 1.10, а, ж, з), которые преобразуются в сложные дислокационные или дисклинационные конфигурации. Такие структуры наблюдали после растяжения при 25^0С со скоростью 2-5 $с^{-1}$. Сдвиговые процессы имеют ступенчатый характер, обусловленный развитием скольжения в определенных системах. Например, наблюдали постепенное ступенчатое развитие сдвиговой деформации от включения в зерно в двух системах, причем имелись области развития пластической деформации в каждой из двух систем и зона пересечения этих систем скольжения.

Вблизи включения имеется и слабо выраженный "факел" скольжения, свидетельствующий о переходе к лавинной релаксации напряжений.



а б в

г д е

ж з

Рис. 1.10. Локализация деформации вблизи включений: а - е - х 800, ж, з – х20000

Увеличение скорости деформации до 25 $с^{-1}$ подавляет скольжение вблизи включений и делает преимущественной деформацию двойникованием или сбросом (рис. 1.10, б, в), хотя вдали от включений в матрице развивается скольжение. При встрече двойника с группой включений – препятствий возможно его вырождение. Возможно взаимодействие полей напряжений и деформаций соседних включений, где разный уровень

концентрации напряжений приводит к локализации деформации по разным механизмам, например, на рис. 1.10, г показан случай встречи факела скольжения с полосой сброса. При увеличении скорости деформации растяжением до 50 $с^{-1}$, а также после взрывного воздействия вблизи включений появились зоны вихревой, ротационной деформации (рис. 1.10, д). Развитие пластических ротаций вблизи включений связано со стесненностью пластической деформации. Кроме того, включения создают дальнодействующие поля напряжений, градиент которых создает моментные напряжения, вызывающие в матрице турбулентное течение и образование вблизи поверхности раздела с включением микровихрей и "воронок" деформации (рис. 1.10, е).

Таким образом, релаксационные сдвиги по первичной системе скольжения вследствие неизотропности трансляционных потоков неизбежно порождают поле моментных напряжений, действующих вблизи включения. Механизмы релаксации поля поворотных моментов связаны с развитием фрагментации, образованием субграниц вблизи включений.

Релаксационные процессы сдвигово-поворотного типа, имеющие ступенчатый характер, наблюдали при малых скоростях деформации (2-5 $с^{-1}$). С увеличением скорости деформации до 25 и особенно 50^{-1} релаксация деформационных напряжений вблизи включений приобретает лавинный характер и происходит путем двойникования или образования полос сброса. Следует отметить, что и аккомодационные процессы, происходящие вблизи включений, имеют релаксационный характер и могут протекать путем мультиплетного скольжения и образования приграничных зон со структурами сдвигово-поворотного типа.

При горячей деформации стали релаксационные процессы вблизи включений, кроме сдвигово-поворотных актов, включают процессы динамического возврата и

рекристаллизации, которые приводят к непрерывной перестройке структуры и как бы к двойной релаксации. Первичная релаксация – это, собственно, развитие процессов деформационного характера, когда деформационные напряжения вблизи включений достигнут критического значения. Вторичная релаксация – это процессы снижения (релаксации) напряжений, обусловленных перераспределением дефектов деформационного происхождения вблизи включений. В протекании вторичной релаксации основные роли принадлежат аннигиляции и переползанию дислокаций, а также стоку решеточных дислокаций в межфазные границы включение-матрица. Оба этапа релаксации происходят практически одновременно и при анализе микроструктуры стали их влияние разделить можно лишь условно.

При горячей деформации стали релаксационные процессы вблизи включений, кроме сдвигово-поворотных актов, включают процессы динамического возврата и рекристаллизации, которые приводят к непрерывной перестройке структуры и как бы к двойной релаксации. Первичная релаксация – это, собственно, развитие процессов деформационного характера, когда деформационные напряжения вблизи включений достигнут критического значения. Вторичная релаксация – это процессы снижения (релаксации) напряжений, обусловленных перераспределением дефектов деформационного происхождения вблизи включений. В протекании вторичной релаксации основные роли принадлежат аннигиляции и переползанию дислокаций, а также стоку решеточных дислокаций в межфазные границы включение-матрица. Оба этапа релаксации происходят практически одновременно и при анализе микроструктуры стали их влияние разделить можно лишь условно.

Включения взаимодействуют с границами различных типов, имеющимися в стали. Характер этого взаимодействия может быть динамическим или статическим и зависит от

температуры деформации или отжига, скорости деформации, размера включения, структуры межфазной границы включение-матрица, типа и энергии этой границы. При низких температурах, когда невозможно проскальзывание или миграция границ зерен, взаимодействие последних с включениями происходит благодаря дальнодействующим полям напряжений обоих видов дефектов. В условиях высоких температур большую роль во взаимодействии включений с границами играют проскальзывание и миграция последних. Включения традиционно рассматриваются как барьеры, тормозящие миграцию границ зерен. Представляет интерес рассмотреть случаи взаимодействия границ зерен (и субзерен) при разных температурах деформации или отжига, чтобы иметь возможность оценить степень торможения процессов, происходящих на границах зерен, неметаллическими включениями.

Внутризеренные включения не контактируют с границами зерен. Контакт с зерном осуществляется через межфазную границу. Поля напряжений межзеренной границы и включения взаимодействуют, что вызывает их искажение и появление градиентов напряжений. Кроме того, существует градиент равновесной концентрации вакансий в матрице стали вблизи границы зерен и межфазной границы, что вызывает появление диффузионного потока вакансий, направленных от включения к границе или наоборот, в зависимости от кривизны границы [28]. Следовательно, при горячей деформации или отжиге возможно диффузионное движение включения к границе зерен или от нее, даже если температура недостаточно высока для активной миграции границы. При пластической деформации в условиях низких температур (25^0C), когда нет проскальзывания или миграции границ, поля напряжений и деформаций включения и границы приводят к экранированию внутризеренной деформации, при этом в процесс деформации включаются и аккомодационные системы скольжения вблизи включения и

зеренной границы. Граница зерен и включение создают дальнодействующие поля напряжений, градиент которых порождает моментные напряжения, вызывающие в матрице турбулентное течение, или ротационные моды.

Если включение соприкасается с границей зерен, между ними возникает взаимодействие, вызванное силами поверхностного натяжения зеренной и межфазной границ, имеющих общий участок. В этом случае включение контактирует с одним зерном через межфазную границу, с другим – через общий участок границ двух типов (зеренной и межфазной). Возникают тройные стыки границ разных типов (зеренной, межфазной и общего участка обеих границ). Включение может находиться непосредственно в границе зерен, прерывая ее. При этом оно контактирует с обоими зернами через межфазные границы, а тройные стыки состоят из зеренной и межфазной границ. В тройных стыках разных типов возникают напряжения, вызывающие искривление границ.

При высоких температурах отжига или деформации мигрирующая граница, подходя к включению, тормозится и выгибается, поскольку возникает сила торможения ее движения, вызываемая включением [33]. В зависимости от соотношения величин полей напряжения включения и движущей силы миграции, возможны остановка границы, прохождение ее через включение, а также миграция вместе с включением. Существуют несколько вариантов прохождения границ зерен через включения, в зависимости от соотношения удельных энергий границы внутри и вне когерентного включения (рис. 1.11) [28, 33]. В случае некогерентных включений граница может их огибать, составляя вокруг включений петли, действуя подобно дислокациям при огибании дисперсных включений по механизму Орована.

Выход включений на границы зерен изменяет свойства последних, оказывает влияние на способность границ зерен к статической и динамической миграции при высоких

температурах. Граница, закрепленная включением, образует веер поворотов вокруг него (рис. 1.12, а, д). Более высокой подвижностью (почти на два порядка) по сравнению с большеугловыми границами зерен общего типа обладают специальные границы. Большеугловые границы более подвижны, чем малоугловые, поскольку имеют более дефектную структуру.

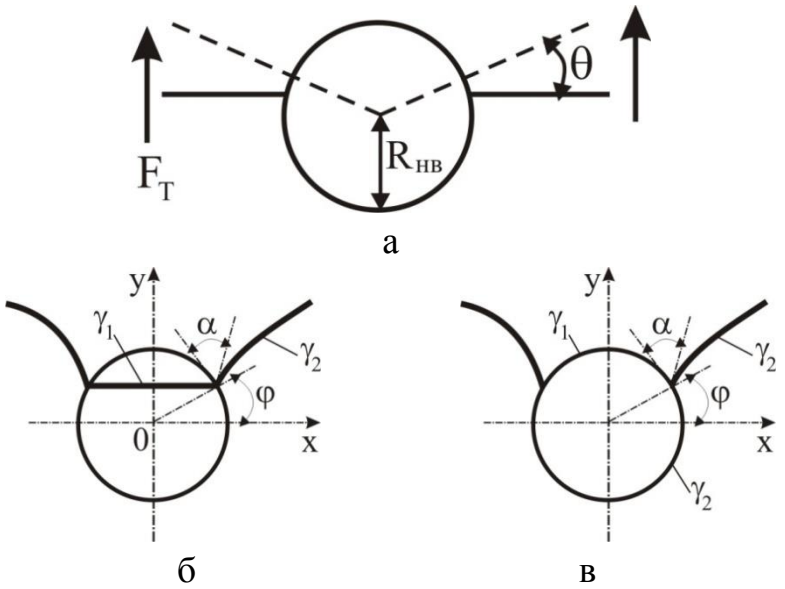


Рис. 1.11. Схемы торможения (а), пересечения (б) и обхода (в) неметаллического включения границей зерен

Торможение миграции межзеренных границ включениями является общепризнанным фактом. Тем не менее, возможны случаи, когда включения не закрепляют границы (рис. 1.12, б). Это можно объяснить проскальзыванием вдоль межфазных границ, которое осуществляется в интервале температур 1000…1200^{0}С и может как способствовать миграции межзеренных границ, так и тормозить ее. По-видимому, миграция зеренной границы, контактирующей с включением, происходит, если ее направление совпадает с направлением проскальзывания вдоль межфазной границы включение-матрица.

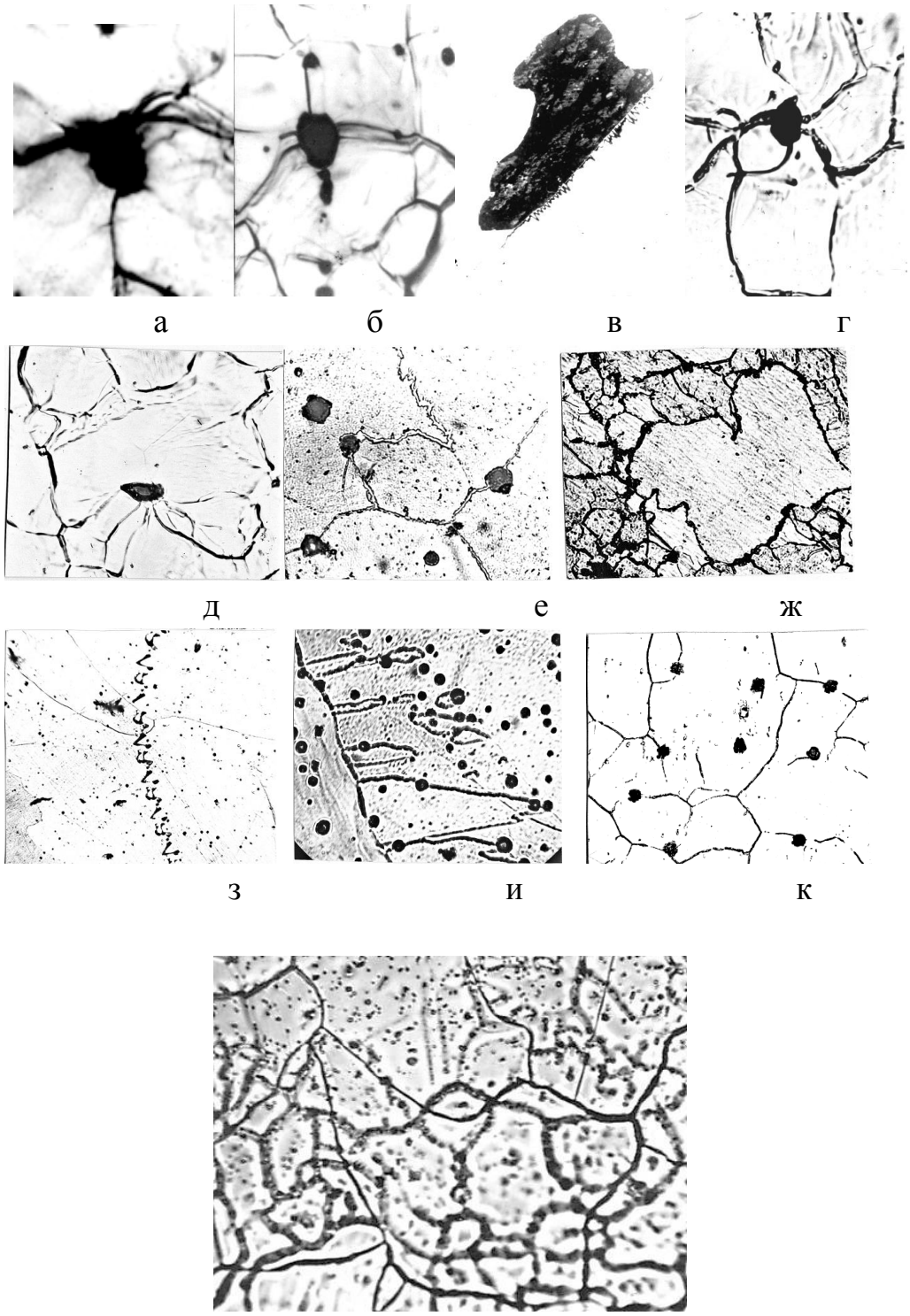


Рис. 1.12. Взаимодействие включений с границами зерен при различных температурах в стали 08Ю: х 900 (л – вакуумная металлография)

Если в случае, приведенном на рис. 1.12, б, межзеренная граница мигрирует вдоль поверхности раздела включение-матрица, то возможны ситуации, когда миграция зерен происходит перпендикулярно к межфазной границе. Такие случаи наблюдали в интервале высоких температур (1000…1200^{0}С), при которых миграция границ зерен стали происходит весьма активно (рис. 1.12, в) и при сравнительно низких температурах рекристаллизационного отжига (700^{0}С) в холоднокатаной низкоуглеродистой стали.

В данных случаях включение либо соприкасается с границей, и тогда межзеренная и межфазная границы располагаются в непосредственной близости параллельно друг другу (рис. 1.12, в), либо межфазная и межзеренная границы имеют общий участок, на котором они неразделимы. В первом случае миграция межзеренной границы может быть вызвана силами отталкивания полей напряжения межфазной и зеренной границ, способствующими их разобщению. Во втором случае возможно формирование многослойной структуры, приводящей к расщеплению общего участка границ на межфазную с меньшей энергией и межзеренную с последующей ее миграцией.

Включения могут препятствовать межзеренному проскальзыванию при высоких температурах, тормозя движение зернограничных дислокаций, которые нагромождаются перед ними. Дальнейшее проскальзывание оказывается возможным лишь тогда, когда растет внешнее напряжение или разрушается граничное скопление дислокаций в результате испускания их в зерно или переползания через включение. При взаимодействии зернограничных дислокаций с межфазными дислокациями происходит локализация и торможение проскальзывания вдоль обеих границ (рис. 1.12, г). Как правило, частицы включений тормозят движение границ зерен при высоких температурах (рис. 1.12, е – з, л). Включения контактируют с границами разных типов: мало-, средне- и большеугловыми. Нередко

вблизи включений встречаются, так называемые, оборванные границы (рис. 1.12, и, к). Место обрыва является на самом деле стыком границ, которые слабо травятся. По-видимому, включения влияют на расщепление зеренных границ, а межфазная граница включение-матрица при этом может входить в ансамбль взаимодействующих границ разных типов, и само включение оказывается в неоднородном поле напряжений, создаваемых границами.

Неметаллические включения взаимодействуют с зеренными границами при статическом и динамическом возврате. Включения влияют на миграцию, проскальзывание, расщепление границ, способствуют изменению структуры и свойств внутренних поверхностей стали.

Рассмотренные выше случаи локализации деформации при разных механизмах ее развития можно наблюдать вблизи включений на начальных стадиях деформации. С развитием деформации картина дислокационной структуры вблизи включений резко усложняется. Включения накапливают дефекты и становятся источниками дальнодействующих полей напряжений. Дальнодействующие поля напряжений создаются всеми дефектами. Теоретически структура полей, образованных отдельными дислокациями, дислокационными петлями и диполями, скоплениями, зарядами, стенками и т.д., изучалась такими учеными, как Коттрелл, де Вит, Фридель, Тейлор, Зигель, Кривоглаз, Струнин, Коко, Вилькенс, Рябошапка, Хирш, Кульман-Вильсфорф, Лихачев и др. В их расчетах учитывались наличие релаксированного и нерелаксированного расположения дислокаций, степень экранировки поля. Сдвиговые и моментные напряжения от дефектов померить нельзя, их рассчитывают путем моделирования ($\sigma \sim в^2G$, где в – вектор Бюргерса дислокаций). Расчеты в рамках упругой статики позволили получить эквипотенциальные поверхности, отражающие силы (напряжения) притяжения и отталкивания вокруг частиц.

Экспериментально дальнодействующие поля от дефектов можно исследовать методами рентгеноструктурного анализа и дифракционной электронной микроскопии по размытию рентгеновских интерференций, расчету расстояний между дислокациями и их скоплениями, радиусу изгиба свободных дислокационных отрезков, расчету оборванных стенок или несовершенных границ и, наконец, изгибным контурам. Все способы отличаются методом усреднения и размерами объема, по которому проводится усреднение. Основной ограниченностью экспериментальных методов является проведение измерений после разгрузки, таким образом, определяется структура остаточных полей.

Для определения дальнодействующих полей напряжений использовали метод измерения изгибных экстинкционных контуров вблизи включения. Авторы работ [23 - 25] утверждают, что экстинкционные контуры, наблюдаемые вблизи различных дефектов в деформированных металлах и сплавах, являются зафиксированным состоянием пластической деформации, это результат дефектной структуры, связанный с изгибом кристаллической решетки. Контуры представляют собой непрерывные разориентировки как результат искривления решетки вследствие затрудненного движения одиночных дислокаций. Во всех случаях – это результат несовместностей деформации, отражающий давление от заторможенных сдвигов. Если при наблюдении повращать гониометром и контуры исчезнут – то это результат изгиба фольги, если остаются – то это элемент дефектной структуры.

Известно, что в процессе пластической деформации дислокационная субструктура металла проходит эволюцию, имеющую несколько стадий. Эти стадии наблюдаются во всем объеме деформируемого материала, но вблизи включений они ускоряются и локализуются: скопления и клубки дислокаций (рис. 1.9, 1.10), ячеистая структура без разориентировок (рис. 1.13, а), ячеистая структура с разориентировками (рис. 1.13, б).

Каждая из этих стадий наступает при достижении определенной критической скалярной плотности дислокаций, при которой непрерывно идет превращение одной субструктуры в другую, что свидетельствует о самоорганизации дефектной субструктуры.

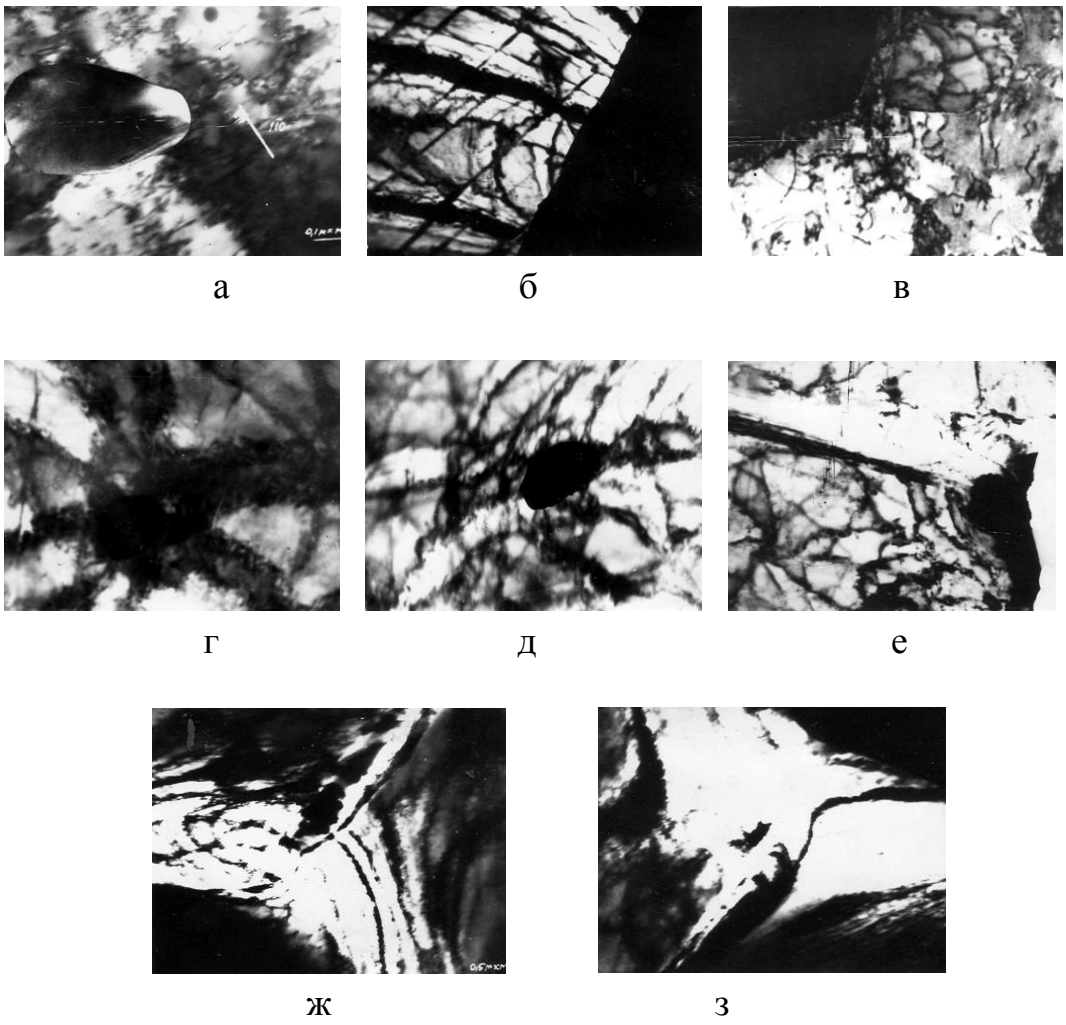


Рис. 1.13. Экстинкционные контуры вблизи включений в деформированной стали 08Х18Н10Т: х 20000.

Движущей силой перестройки дислокационной субструктуры является стремление ее к снижению полной энергии дислокационной подсистемы, т.е. энергии дислокаций и

энергии их взаимодействия. При перестройке меняются оба указанных параметра, но суммарно вновь образовавшаяся дислокационная субструктура имеет меньшую энергию, чем предшествующая. Уже на стадии преобразования клубковой субструктуры в ячеистую вблизи скоплений появляются первые редкие изгибные экстинкционные контуры, затем при переходе к развитой ячеистой структуре без разориентировок их становится все больше. Они пересекают системы полос скольжения по углом, близким к прямому. С увеличением степени деформации контуры взаимодействуют друг с другом и с другими дефектами (рис.1.13, б, в), среднее расстояние между соседними контурами и их ширина уменьшаются.

На стадии перехода к ячеистой структуре с разориентировками, когда появляется множество границ раздела, уменьшается угол вхождения контура в границу, форма контуров вблизи включений усложняется (рис. 1.13, г, д, е). При дальнейшей эволюции субструктуры изгибные контуры могут замыкаться на одной границе, наблюдаются замкнутые петли контуров (рис. 1.13, ж, з). Образуется непрерывная структура из изгибных контуров с весьма сложным рисунком. Плотность контуров вблизи включений растет за счет усложнения их конфигурации. Образовавшаяся структура имеет на электронномикроскопических снимках своеобразный пятнистый контраст. Каждое пятно представляет собой область, ограниченную границами с плавными и дискретными разориентировками. В структуре наблюдается множество новых прерывистых границ различных разориентировок. Вблизи включений присутствует набор разориентировок, соседние области разориентированы на несколько градусов. О наличии разориентировок на субграницах свидетельствуют скачки на них экстинкционных контуров, а также расщепление рефлексов на электронограммах. Следует отметить, что в случае, если включения при изготовлении фольги полировались сами, в них также видны экстинкционные контуры (рис. 1.13, а, ж).

Неоднородности плотности дислокаций вблизи включений в процессе деформации сильно искривляют кристалл (решетку матрицы). Если при формировании клубковой и ячеистой структур без разориентировок достаточно пользоваться измерением скалярной плотности дислокаций, то на стадии разориентированных субструктур скалярное описание дислокационной структуры оказывается недостаточным и вводят новый параметр - избыточную плотность дислокаций $\rho_{\pm}$ [23 - 25]. При пластическом изгибе ее определяют по градиенту разориентировки $\partial\varphi/\partial\ell$. Появление избыточной плотности дислокаций свидетельствует о развитии процессов аннигиляции дислокаций, активированных поперечным скольжением и приводящих к снижению скорости накопления скалярной плотности дислокаций. При этом сохраняется избыток дислокаций одного знака и появляются субграницы различного типа. Следует отметить, что избыточная плотность дислокаций не является достаточно информативным параметром, поэтому используют тензор изгиба-кручения или тензор плотности дислокаций. Измерения в настоящем исследовании проводили на краях экстинкционных контуров, где обеспечена наилучшая видимость дислокаций. Избыточную плотность дислокаций измеряли по градиенту разориентировки в локальных областях $\rho_{\pm} = 1/в \cdot \partial\varphi/\partial\ell$. Величину $\partial\varphi/\partial\ell$ определяли путем измерения смещения ℓ экстинкционного контура при контролируемом угле наклона фольги с помощью гониометра. Необходимо, чтобы вектор действующего отражения был перпендикулярен оси наклона гониометра, поэтому использовали электронный микроскоп, снабженный гониометром с прецессией [23 - 25].

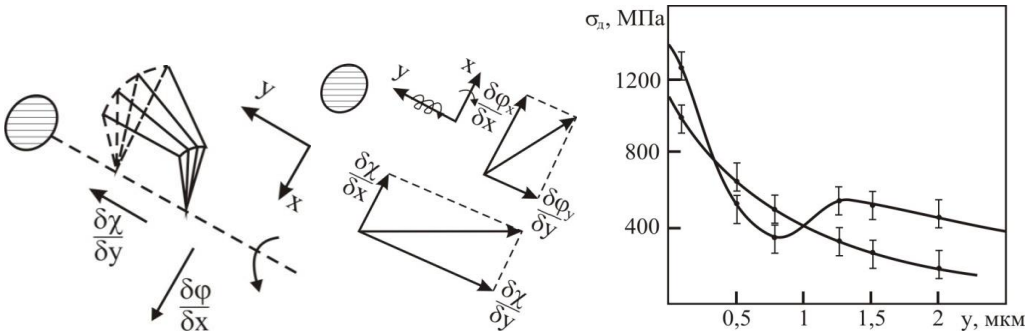
Исследования проводили на фольгах из стали 08Х18Н10Т, подвергнутой растяжению при 20^0С на 5…25 %. Поскольку вблизи включений имел место упруго-пластический и пластический изгиб, использовали формулы [23 - 25]:

$$\sigma_{Д} = G_{м} \cdot t \cdot \partial\varphi / \partial\ell; \quad \sigma_{Д} = \frac{G_{м} \cdot t \cdot в}{(1-\nu_{м})} \cdot \rho_{\pm} = \frac{G_{м} \cdot t}{(1-\nu_{м})} \cdot \frac{\partial\varphi}{\partial\ell}; \qquad (1.8)$$

где $G_м$ - модуль сдвига матрицы; t - толщина фольги; $\nu_м$ - коэффициент Пуассона матрицы; $\partial\varphi/\partial\ell$ - градиент разориентировки в локальный областях при смещении ℓ - экстинкционного контура.

При степенях деформации до 10 %, когда вблизи включений появляются экстинкционные контуры (рис. 1.14, а), локально отличны от нуля одна-две компоненты тензора изгиба-кручения (плотности дислокаций), а амплитуды их возрастают с деформацией:

$$æ = \begin{vmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 730 & 0 & 730 \\ 0 & 0 & 0 \end{vmatrix} \text{ рад/см} \qquad (1.9)$$



а б в

Рис. 1.14. Схемы разворота кристаллической решетки вблизи включения при ε = 8 % (а) и 15 % (б) и изменение поля напряжений вблизивключения Cr_2O_3 в стали 08Х18Н10Т (в) при ε = 8 % (кр. 1) и 15 % (кр. 2)

Эти компоненты приведены в качестве примера на расстоянии 1 мкм от включения (точка на кривой 1, рис. 1.14, в). С удалением от включения поле дальнодействующих напряжений спадает. Чем больше размер включения, тем больше величина максимального напряжения вблизи межфазной границы (табл. 1.1). Компоненты поля напряжений вблизи включения в

зависимости от их длины волны при деформации меняются по-разному. При усложнении картины экстинкционных контуров с ростом степени деформации до 15 % (рис. 1.14, б) увеличивается число компонент тензора, отличных от нуля, т.е. усложняется характер изгиба-кручения решетки вблизи включения из-за накопления избыточной плотности дислокаций с различными векторами Бюргерса:

$$æ = \begin{vmatrix} 418 & 237 & 237 \\ 0 & 836 & 0 \\ 0 & 0 & 418 \end{vmatrix} \text{ рад/см} \qquad (1.10)$$

Таблица 1.1.

Значения максимальных напряжений вблизи включений Cr_2O_3 в стали 08Х18Н10Т.

$Д_в$, мкм	$\sigma_д$, МПа
5	870
11	980
14	1110
18	1200

При этом усложняется и картина спадания поля напряжений по мере удаления от включения (кривая 2 на рис. 1.14, в). Поле меняется сложным образом вдоль оси у, при этом изменения компонент х непропорциональны друг другу. Таким образом, с увеличением степени деформации, приводящей к усложнению картины экстинкционных контуров и увеличению избыточной плотности дислокаций значение $\sigma_д$ вблизи включений резко возрастает. Действительно, картина экстинкционных контуров вблизи включений в деформированном состоянии намного сложнее, чем была в случае термических напряжений (см. рис. 1.3, в), при пластической деформации увеличивается и

количество конпонент тензора изгиба-кручения, отличных от нуля. Дальнодействующие поля напряжений вблизи включений дают заметный вклад в напряжение течения. Их нельзя классифицировать как элемент субструктуры, но они являются характерным фактором упрочнения.

Анализ картин экстинкционных контуров позволил предположить, что вблизи неметаллических включений существуют поля тензор-спина (вихревого движения), изменяющиеся от нуля в центре включения до максимального значения компонент вблизи границ включение-матрица. Тензор-спин связан с тензором моментов напряжений. Очевидно мощность диссипации энергии вращательного движения включения и окружающей его матрицы составляет определенную долю (несколько процентов) от мощности диссипации энергии вязко-пластического формоизменения стальной матрицы вблизи недеформируемого включения либо формоизменения пластичного включения и окружающей его матрицы. Локальный деформационный наклеп стальной матрицы вблизи включения сопровождается формированием сложной системы изгибных экстинкционных контуров, которые свидетельствуют о присутствии упруго-пластических напряжений. Их максимальный уровень возникает на границах включение-матрица, что может приводить к возникновению трещин и полостей. Характер картины изгибных экстинкционных контуров свидетельствует о наличии градиентных полей напряжений в матрице вблизи включений. При этом в самих включениях эти поля носят упругий либо упруго-пластический характер соответственно в случае недеформируемых либо пластичных включений, в окружающей стальной матрице они имеют упруго-пластический характер. Контуры, которые формируются в этих случаях, имеют различную морфологию. В редких случаях, когда включения полируются при изготовлении фольги, их можно увидеть в самих включениях; тогда это концентрические контуры,

примыкающие к границам включение-матрица. В стальной матрице как правило формируются контуры, один конец которых закреплен на границе включение-матрица, другой – свободно уходит в глубь зерна. В любом случае ширина контуров по мере удаления от границы включение-матрица увеличивается. При этом абсолютное значение кривизна-кручение решетки во включении в 3…4 раза выше кривизны-кручения решетки стальной матрицы. Вполне очевидно неметаллические включения находятся в более напряженном состоянии, чем окружающая матрица. Высокая степень несовместности упругих состояний контактирующих фаз (неметаллических включений и стальной матрицы) приводит к протеканию релаксационных процессов в границах включение-матрица, а также в прилегающих участках контактирующих фаз, что сопровождается локальным деформационным наклепом в этих участках, развитием проскальзывания вдоль границ включение-матрица [5], а также образованием микроразрушений различных типов.

С включениями связаны два механизма упрочнения – барьерный, обусловленный торможением сдвига у включения, и ориентационный, связанный с изменением фактора Шмида при переходе через межфазную границу включение-матрица. Вклад барьерного торможения возрастает с увеличением размера включения или ростом их объемной доли и может составлять значительную часть от действующих напряжений. Вклад ориентационного механизма связан с типом включений, определяющим их пластичность. Образование вблизи включений дислокационных скоплений и сложных субструктур свидетельствует об их дополнительном вкладе в субструктурное упрочнение деформируемого материала, степень которого определяется плотностью включений, т.е. расстоянием между ними. Роль включений в развитии упрочнения стали является многофакторной, что можно записать следующим выражением:

$$\sigma = (1/\bar{M}) \cdot (\sigma_{тв.р.} + \sigma_{торм.} + \sigma_{б} + \sigma_{д}); \qquad (1.11)$$

где $\bar{M}$ - фактор Шмида; если контактные напряжения, возникающие на межфазной границе велики и пронизывают все зерно и включение, фактор Шмида не работает; $\sigma_{тв.р.}$ - твердорастворный вклад, поскольку вблизи включений всегда повышена концентрация примесей [37]; $\sigma_{торм.}$ - напряжение торможения дислокаций $\approx \alpha G_{м} \cdot в\sqrt{\bar{\rho}}$ ($\bar{\rho}$ - средняя плотность дислокаций); $\sigma_{б}$ - барьерный эффект, проявляющийся от блокировки скольжения самими включениями и дислокационной структурой вблизи включений.

Когда дислокация приближается к границе включение-матрица, за которой изменяется модуль сдвига материала, на нее действует сила отображения, направление которой зависит от знака разности $\Delta G = G_{в} - G_{м}$. При $\Delta G \geq 0$ возникает сила отталкивания, если $\Delta G \leq 0$, что имеет место и при образовании полости вблизи включения, то дислокация притягивается поверхностью. Если взаимодействие ближнего порядка имеет отталкивающий характер, то дислокации удерживаются на некотором расстоянии от включения, увеличивая при этом его эффективный размер как барьера, блокирующего скольжение в матрице

$$\sigma_{б} = G_{м} \cdot в / \lambda + 2K_{о} f^{3/2} N \cdot G_{м} \cdot в / Д_{в} + G_{м} \cdot в \cdot N / \pi(1 - \nu_{м}) L + \\ + (G_{м} \omega Д_{в} / 4\pi\lambda) \cdot \ell n(\sqrt{2} Д_{в} / r_{c}) \quad (1.12)$$

где $G_{м}$ - модуль сдвига матрицы; $в$ - вектор Бюргерса дислокаций; λ - расстояние между включениями; $K_{о}$ - коэффициент, равный $\lambda / 2R$ (R - расстояние от центра включения до участка матрицы, где действуют напряжения); f - объемная доля включений; N - количество дислокаций в полосе; $Д_{в}$ - размер включений; $\nu_{м}$ - коэффициент Пуассона матрицы; L - длина полосы скольжения; ω - вектор поворота дисклинаций; r_{c} - радиус ядра дисклинаций. Последнее слагаемое приведено для случая, когда величина полосы переориентации больше размера

включения [34]; $\sigma_д$ - дальнодействующие поля напряжений в зависимости от характера изгиба кристаллической решетки вблизи включения.

Процессы локализации деформации вблизи включений свидетельствуют о том, что пластическая деформация зарождается в зонах концентрации напряжений как локальное кинетическое структурное превращение [38] и распространяется в пределах зоны матрицы, прилегающей к включению, путем движения дефектов различных типов. Элементарный акт пластической деформации вблизи включения является сугубо релаксационным процессом, сопровождающимся падением локального напряжения. Релаксационные процессы протекают непосредственно в межфазных границах, начинаются от границ включение-матрица, либо происходят в зоне матрицы, прилегающей к включению.

Неметаллические включения, содержащиеся в стали, представляют собой набор концентраторов напряжений, величина которых зависит от типа и размера включения, температурно-скоростных условий деформации, соотношения физико-механических свойств включения и матрицы и других факторов. При внешнем нагружении на каждом релаксаторе возникают автоколебания. Релаксация напряжений происходит путем последовательных сбросов напряжений на концентраторах с испусканием различного рода дефектов. В результате вблизи включений возникают диссипативные структуры, свидетельствующие о процессах самоорганизации в системе включение-матрица при термо-механических воздействиях.

Многочисленные случаи локализации деформации, рассмотренные выше, связаны с тормозящим или стимулирующим действием включений на те процессы деформационно-термической релаксации напряжений, которые происходят в матрице стали и независимо от включений.

1.3. Элементы физической мезомеханики пластического течения и формирования фрагментированной мезоструктуры в стальной матрице вблизи неметаллических включений

Традиционно деформируемое твердое тело описывается на двух масштабных уровнях. Макромасштабный уровень использует аппарат механики сплошной среды, микромасштабный уровень – теорию дислокаций. В последние два десятилетия развивается релаксационный многоуровневый подход к проблеме пластичности твердых тел, поскольку описание макромеханических характеристик твердых тел только на основе теории дислокаций недостаточно. Поэтому проводятся исследования процессов пластической деформации на мезомасштабном уровне, используя также и традиционные представления о деформационном поведении металлических материалов, в том числе имеющих гетерофазную структуру. Оказалось, что принципиальное значение при решении проблем пластичности и прочности сталей имеют неметаллические включения и межфазные границы включение-матрица, а также различные физические процессы, которые развиваются в стальной матрице вблизи включений. Изучено влияние неметаллических включений на локализацию деформации и формирование фрагментированной мезоструктуры в стальной матрице в рамках представлений физической мезомеханики гетерофазных сплавов.

Для исследования локализации деформации в матрице вблизи включений были выбраны стали 08Ю, 08Х18Н10Т, R7. Образцы подвергали деформации растяжением при температурах 25…1200°С на установках «Пластометр УЗТМ» и ИМАШ-5С-65. Степень деформации составляла 5…45 %. Стали такжеи подвергали горячей прокатке или ковке в интервале температур 1200…800°С и холодной прокатке со степенями деформации 35…75%. Деформацию осуществляли как в промышленных, так

и в лабораторных условиях. Деформацию при циклическом нагружении осуществляли на машине типа НУ при базе N $3 \cdot 10^6$ циклов нагружений. Микроструктуру матрицы сталей вблизи неметаллических включений исследовали металлографическим методом на микроскопе «Neophot-21», и электронномикроскопическим методом на микроскопах «Tesla», ЭМВ-100, JEM 100CX.

Известно, что пластическое течение в деформируемом твердом теле начинается и развивается более интенсивно в его поверхностном слое по сравнению с объемом металла. Необходимость совместности деформации поверхностного слоя и остального объема деформируемого металла обусловливает развитие в поверхностном слое деформационной мезоскопической субструктуры, при формировании которой большую роль играют поворотные моды деформации. В объеме деформируемого металла также формируется мезоскопическая субструктура, которая связана с формированием в различных зернах мезополос локализованной деформации вдоль направлений максимальных касательных напряжений. Очевидна роль границ зерен в развитии изучаемого процесса [38]. Неметаллические включения присутствуют во всем объеме деформируемого стального образца (заготовки и т.д.), поэтому следует ожидать их активного участия в формировании мезоскопической субструктуры стали. Формирование уровней деформации в структурно-неоднородной среде определяется характером неоднородности (включения и стальная матрица), а также условиями нагружения. Нагружение гетерофазного материала (стали с неметаллическими включениями) характеризуется резко неоднородным распределением напряжений и деформаций [5, 6]. Возможность протекания деформации без нарушения сплошности зависит от способности включений и стальной матрицы к самосогласованному формоизменению. При этом включения имеют разную пластичность, уровень которой зависит от температуры

деформации, и являются концентраторами напряжений в стальной матрице [5, 6]. Вблизи частиц включений при нагружении возникают дальнодействующие моментные и ассиметричные напряжения, связанные с их взаимодействием с металлической матрицей. Это предполагает появление поля тензор-спина (вихревого движения), который связан с тензором моментов напряжений. Мощность диссипации энергии вращательного движения включения составляет несколько процентов от мощности диссипации энергии вязко-пластического течения в матрице вблизи включения. Если концентрации напряжений вблизи включений в зонах стесненной деформации из-за отсутствия условий эффективной диссипации в стальной матрице не успевают релаксировать, возникают различного рода микроразрушения [5, 6]. Микропластические сдвиги в матрице вблизи включений способны частично перераспределять поле концентратора напряжений. В условиях стесненности пластического сдвига вблизи включения реализовать произвольное формоизменение стальной матрицы путем дислокационного скольжения затруднительно, необходимо развитие поперечного скольжения дислокаций и пластических поворотов, а также активизация двух и более систем скольжения.

Пластичность сталей с неметаллическими включениями, т.е. деформации как единого структурного целого, определяется способностью к интенсификации пластической деформации и эффективной диссипации энергии. Это предполагает механическое взаимодействие элементов структуры стали (стальная матрица и включения) через межфазные границы включение-матрица [5, 6]. Каждый вид стали характеризуется своими закономерностями деформационных процессов, которые определяются микроструктурой стальной матрицы, деформационной способностью включений, когезивной прочностью межфазных границ включение-матрица. При этом стальная матрица несет основную нагрузку, а частицы

включений препятствуют движению дислокаций и дисклинаций независимо от уровня их пластичности. Стальная матрица в процессе деформации релаксирует напряжения и передает нагрузку частицам неметаллических включений, чем вовлекает их в процесс деформации. Стальная матрица должна удовлетворять основным требованиям: возможность произвольного формоизменения в любом микрообъеме вблизи включения, способность к деформационному упрочнению, поскольку это обеспечит возможность передачи нагрузки на включения и предотвратит разрушение матрицы, включения, либо межфазных границ включение-матрица. Согласно Тейлору, деформация стали с неметаллическими включениями может протекать при сохранении непрерывности напряжений или непрерывности деформаций. Такое требование совместности деформаций компонентов в гетерофазной системе подразумевает согласованность формоизменения элементов структуры и предполагает вовлечение в деформацию различных структурных уровней.

С точки зрения мезомеханики наряду с локализацией пластического течения в зонах стесненной деформации вблизи включений (рис. 1.15, а - в, 1.16, а - в), при низких температурах 25…600°С проявляется скольжение по границам включение-матрица (рис. 1.15, г), которое сопровождается возникновением вблизи частиц периодических аккомодационных сдвигов (рис. 1.15, д). Такое поведение границ включение-матрица, в отличие от высокотемпературного проскальзывания, связано не с движением межфазных граничных дислокаций, а с кластерным механизмом массопереноса в этих границах [38], который обусловлен определенным («шахматным») распределением растягивающих и сжимающих напряжений и деформаций на границах включение-матрица. В локальных участках растягивающих напряжений на границе включение-матрица зарождаются сдвиги вдоль максимальных касательных напряжений в зерно (либо в пластичное включение). Поворот от

каждого локального сдвига порождает в зоне матрицы вблизи включения аккомодационный сдвиг. Вблизи включений появляются мезополосы локализованной деформации, которые распространяются в зерна вдоль направлений максимальных касательных напряжений (рис.1.15, е, 1.16, г).

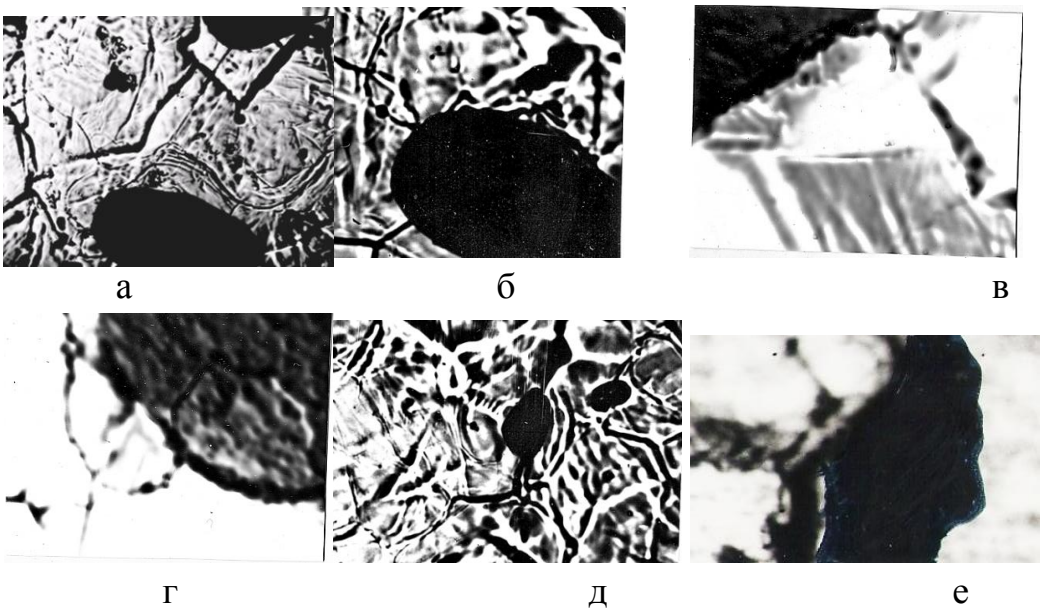
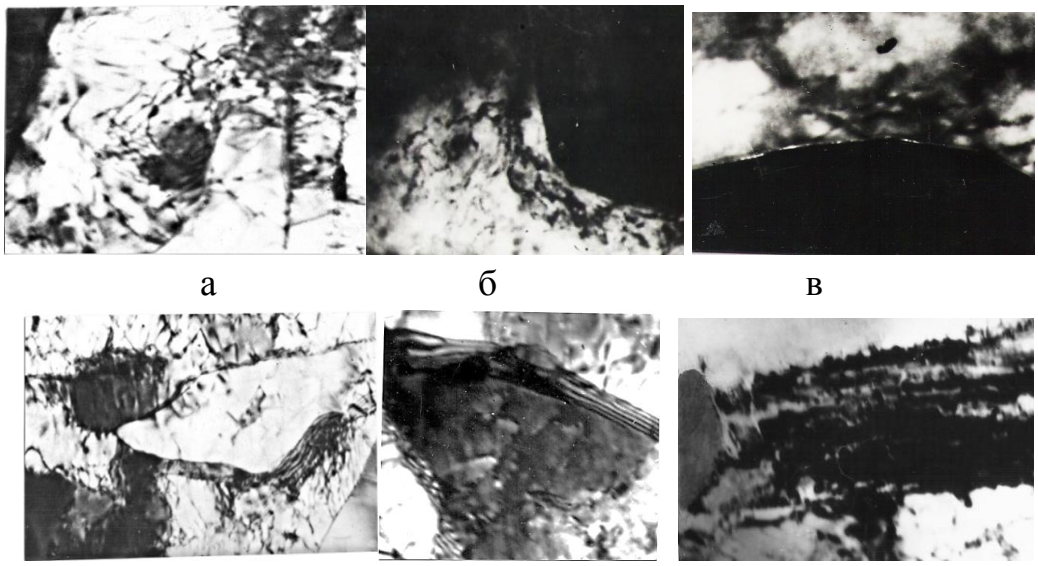


Рис. 1.15. Локализация деформации вблизи неметаллических включений Al_2O_3 , $MnO{\cdot}Al_2O_3$ (а, б, г, д), $MnO{\cdot}SiO_2$ (в), (Fe,Mn)S (е) в сталях 08Ю (а ,б, г, д) и 08Х18Н10Т (в, г, е) после деформации растяжением при температуре 600°С (а – е); х600

С увеличением степени деформации стали в зернах системы сопряженных мезополос локализованной деформации формируют микровихри, обусловленные возникновением вблизи включения встречного поля напряжений (рис. 1.16, д, е). Мезополосы в деформационном вихре имеют вид протяженных полупетель, что связано с компенсацией поворотов в каждой из мезополос. Вследствие локального вихревого пластического течения на мезоуровне вблизи включений зарождаются спаренные мезополосы деформации, которые распространяются в глубь зерен. В результате формируется мезоскопическая

субструктура, которая связана с формированием вблизи включений мезополос локализованной деформации вдоль направлений максимальных касательных напряжений (рис. 1.17).



а б в

г д е

Рис. 1.16. Формирование зон локализованной деформации вблизи включений в сталях 08Ю (а – г) и 08Х18Н10Т (д, е); х20000

а б в

Рис. 1.17. Фрагментированная мезоструктура стальной матрицы вблизи неметаллических включений в сталях 08Ю (а) и 08Х18Н10Т (б,в); а – х900, б, в – х20000

Описанные выше процессы локализации деформации и формирования фрагментированной мезоструктуры вблизи включений происходят и при высокотемпературной деформации (рис. 1.18, а - г, з, и), которая, как известно, сопровождается проскальзыванием вдоль границ включение-матрица в результате движения межфазных дислокаций либо захваченных при деформации этими границами решеточных дислокаций (рис. 1.18, д, е) [5, 6].

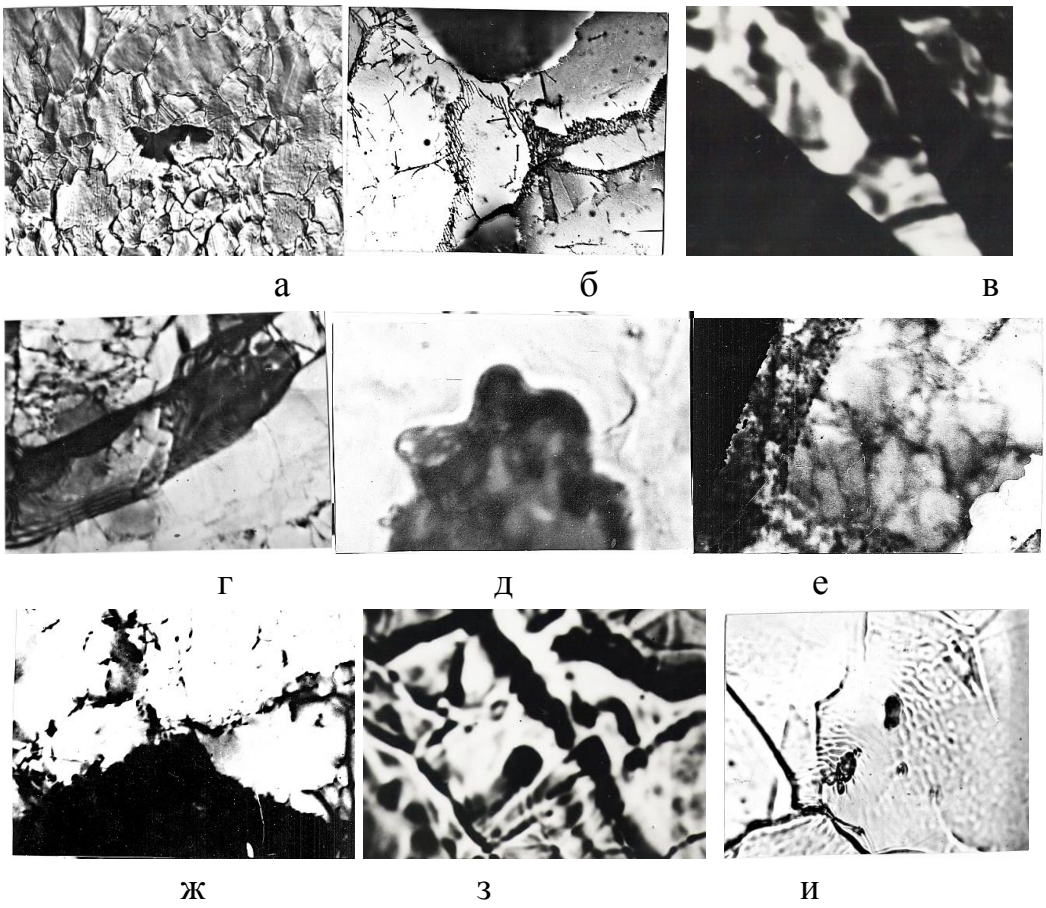


Рис. 1.18. Локализация деформации и формирование фрагментированной мезоструктуры вблизи включений при высокотемпературной деформации растяжением (1100°С) сталей R7 (а, в), 08Ю (б, д, ж. и), 08Х18Н10Т (г, е, ж); а, и – х600, б, г – ж – х20000, в, з – х1000

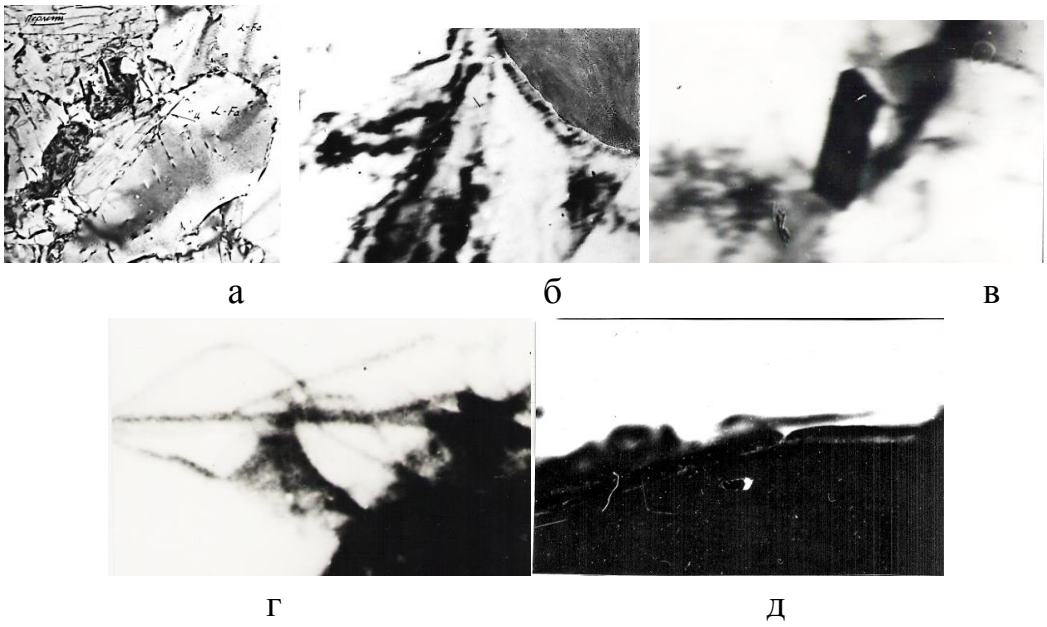
Неоднородное развитие сдвигов вблизи включений способствует проявлению поворотных мод деформации, которые вызывают как развитие проскальзывания, так и кластерный механизм массопереноса в границах включение-матрица, что приводит к образованию на этих границах источников деформационных дефектов, испускаемых в зерна (рис. 1.18, ж). Следует учитывать также роль точечных дефектов в развитии проскальзывания вдоль границ включение-матрица. С повышенным количеством вакансий и примесных атомов вблизи включений и на межфазных границах [5, 6] связаны термодинамические силы, увеличивающие подвижность этих границ при высоких температурах. Кроме того, деформационное воздействие способствует повышению коэффициентов граничной диффузии благодаря перестройкам дефектной структуры в границах включение-матрица [5, 6], которые изменяют структурное состояние этих границ и увеличивают степень их неравновесности. Это ускоряет диффузионные процессы, играющие заметную роль в развитии проскальзывания вдоль границ включение-матрица и их динамической миграции в случае пластичных неметаллических включений. Такие сложные процессы перераспределения граничных дефектов и примесей при высокотемпературной деформации могут привести к нестационарному распределению примесей как в границах включение-матрица, так и в стальной матрице вблизи включений, что, вследствие градиента концентраций, вызывает осмотическое давление, связанное с отсосом атомов различных элементов из межфазной границы в зерно либо во включение. Наличие стыков между межфазными границами включение-матрица и зеренными границами аустенита вызывает дополнительные процессы, аккомодирующие проскальзывание за счет направленной локализованной деформации в зерна, миграции зеренных границ и локализованной деформации вблизи включений и зеренных границ в матрице.

Таким образом, проявляется важная функциональная роль неметаллических включений и межфазных границ включение-матрица в зарождении деформационных дефектов при деформации сталей. Своеобразный эффект «шахматной доски», возникающий на границах включение-матрица (по аналогии с границами зерен) позволяет объяснить процесс передачи пластических сдвигов через эти границы. Он связан с активной ролью поворотных мод деформации, порождаемых внутризеренными сдвигами в матрице вблизи включений, а также проскальзываем вдоль границ включение-матрица, которые создают на этих границах «шахматное» распределение нормальных и касательных напряжений. В зонах растягивающих нормальных напряжений, создающих поля локальных градиентов касательных напряжений, происходят локальные структурные превращения, связанные с распространением деформационных дефектов (дислокаций, дисклинаций, двойников, мезополос локализованной деформации) от частиц включений в зерна стальной матрицы.

Интенсивность проскальзывания вдоль границ включение-матрица зависит от соотношения пластичностей включения и стальной матрицы, исходной структуры границ включение-матрица и ее способности к динамической трансформации, а также от характера и режима нагружения. Очевидно, можно подобрать условия деформации (температуру, скорость деформации), позволяющие реализовать практически одинаковое пластическое поведение стальной матрицы и пластичных сульфидных и силикатных включений, когда проскальзывание вдоль межфазных границ включение-матрица практически уменьшается до нуля.

Проанализированы особенности процессов, происходящих в стальной матрице вблизи включений при циклическом нагружении. Деформационная неоднородность при циклическом нагружении приводит к неоднородности накопления дефектов в локальных зонах зерен вблизи включений и границ включение-

матрица (рис. 1.19, а - в), где концентрируются значительные баромеханические напряжения.



а б в

г д

Рис. 1.19. Локализованная деформация в вблизи включений в стали 08Х18Н10Т (а , в, г) и 08Ю (б, д) при циклическом нагружении; х20000

Очевидно, характер такого нагружения способствует «шахматному» распределению нормальных и касательных напряжений вблизи включений, что вызывает локальные структурные превращения, связанные с распространением деформационных дефектов в зерна в результате кластерного механизма массопереноса в границах включение-матрица.

При высокотемпературном циклическом нагружении вследствие концентраций температурных и баромеханических напряжений деформационные процессы также локализованы в зонах матрицы вблизи включений и на границах включение-матрица (рис. 1.19, г). Пластическое течение легче развивается вдоль границ включение-матрица в результате проскальзывания (рис. 1.19, д) и кластерного механизма массопереноса в этих границах, что способствует локализации поворотных процессов

в локальных зонах матрицы вблизи включений и образованию на границах включение-матрица источников деформационных дефектов, испускаемых в зерна.

Исследование деформационного поведения сталей с неметаллическими включениями с точки зрения физической мезомеханики структурно-неоднородных сред показало активную роль включений и межфазных границ включение-матрица в развитии локализации деформации и формировании фрагментированной мезоструктуры при разных условиях нагружения. Установлено, что основными процессами и факторами, определяющими характер локализации деформации вблизи включений, являются дальнодействующие поля напряжений вблизи включений, появление моментных напряжений, уровень пластичности неметаллических включений, формирование мезополос локализованной деформации вблизи включений, развитие низкотемпературного и высокотемпературного проскальзывания вдоль границ включение-матрица, характеризующего уровень пластичности этих границ.

Раздел 2. Зарождение разрушения вблизи неметаллических включений

2.1. Модели зарождения микротрещин вблизи неметаллических включений

Известно, что механические, технологические и эксплуатационные свойства сталей во многом зависят от неметаллических включений [5 - 7, 11 - 13].

Включения способствуют охрупчиванию сталей, поскольку образование трещины вблизи включения снижает работу ее зарождения, которая связана с удельным количеством включений, например, сульфидов следующей зависимостью [39]:

$$A_з = (209 / N) – 1, 39 \qquad (2.1)$$

Неоднородность механических свойств стали может быть вызвана не только изменением количества включений, но и изменением их формы. В процессе обработки давлением пластичные силикатные и сульфидные включения вытягиваются в направлении деформации, а недеформирующиеся включения оксидов перераспределяются и образуют строчечные скопления, что способствует анизотропии механических свойств стали. Анизотропию проявляют, в основном, показатели пластичности, предел прочности практически не зависит от направления вырезки образца. Уменьшить анизотропию механических свойств, которая вызвана пластичными сульфидными включениями, можно следующим образом [25]: уменьшением содержания в стали серы, а значит и количества сульфидных включений; проведением горячей прокатки стали при возможно более высокой температуре; осуществлением поперечной прокатки стали; применением после прокатки высокотемпературного отжига для сфероидизации и коагуляции включений; изменением состава сульфидной фазы

(модифицированием), влияющего на деформируемость включений при горячей деформации. При наличии в стали пластичных силикатов, их влияние на анизотропию механических свойств можно уменьшить двумя способами: окончанием горячей прокатки при низкой температуре (ниже 950°С), когда силикатные включения теряют пластические свойства; проведением после прокатки отжига при 1300°С для сфероидизации силикатов.

Влияние включений кристаллизационного происхождения на механические свойства сталей однозначно: чем больше их содержится в стали, тем ниже уровень как пластических, так и прочностных свойств. Эти зависимости четко прослеживаются, если влияние на механические свойства других факторов значительно слабее и одинаково для условий проводимых испытаний. В работах [5, 7] приведены результаты изучения влияния на механические свойства загрязненности включениями листовой стали 08Ю производства завода "Запорожсталь". Сталь раскисляли алюминием в изложнице, подавая его снизу через центровую, поэтому распределение включений по высоте слитка оказалось неравномерным: их количество было максимальным в донной части и уменьшалось по высоте при приближении к головной части слитка. Центральная часть слитка была загрязнена в большей степени, чем приповерхностные области. Эти закономерности распределения включений унаследовала горячекатаная полоса (табл. 2.1, рис. 2.1, а), в которой содержание включений по длине полосы от головной к данной части слитка увеличивается по оси листа примерно в 2,5 раза, по краю листа - в 1,5…2,0 раза. Общие тенденции в распределении включений сохраняются и после холодной прокатки (рисю 2.1, б), однако показатель содержания включений $f_в$ с увеличением степени деформации уменьшается (рис. 2.1, в - д) [5, 7].

Очевидно, что абсолютное количество включений в стали не зависит от степени холодной прокатки. Снижение этого показателя свидетельствует об изменении формы, размеров и

распределения включений. При холодной прокатке хрупкие включения дробятся, разобщаются на все большие расстояния с увеличением ε, поэтому меньшее их количество попадает в поле зрения и часть их из-за малых размеров может выходить за пределы видимости под микроскопом. Течение матрицы разобщает осколки включений и не все они могут попадать в сечение шлифа [5, 7].

Таблица 2.1.

Количество включений (ГОСТ 1778-70) в горячекатаной полосе стали 08Ю

Место оценки		Оценка в баллах		
по ширине раската	расстояние по длине полосы, %	оксиды точечные	оксиды строчечные	силикаты пластичные
ось	13	0,6	0,3	0
	54	1,8	0,5	0
	96	2,5	4,1	3,1
край	43	2,0	0,5	0
	54	2,4	0,5	0
	96	3,1	1,4	0,5

При испытаниях на ударный изгиб низкоуглеродистой стали 08Ю, происходит вязкое разрушение, поэтому представляет интерес установить влияние размера включения $Д_в$ на вязкость разрушения $К_{IC}$. Не существует четко разработанных методик, подобных определению корреляции R_{mc} и размерами структурных составляющих, нет и четко сформулированного физического смысла величины $К_{IC}$, поэтому ограничились использованием критерия Краффта [5], подставив в него значение $Д_в$:

$$K_{IC} = nE\sqrt{2\pi Д_в} \qquad (2.2)$$

где n для конструкционных сталей равно значению $\varepsilon_{кр}$, определенному для разных типов включений далее в главах 2.2 – 2.6.

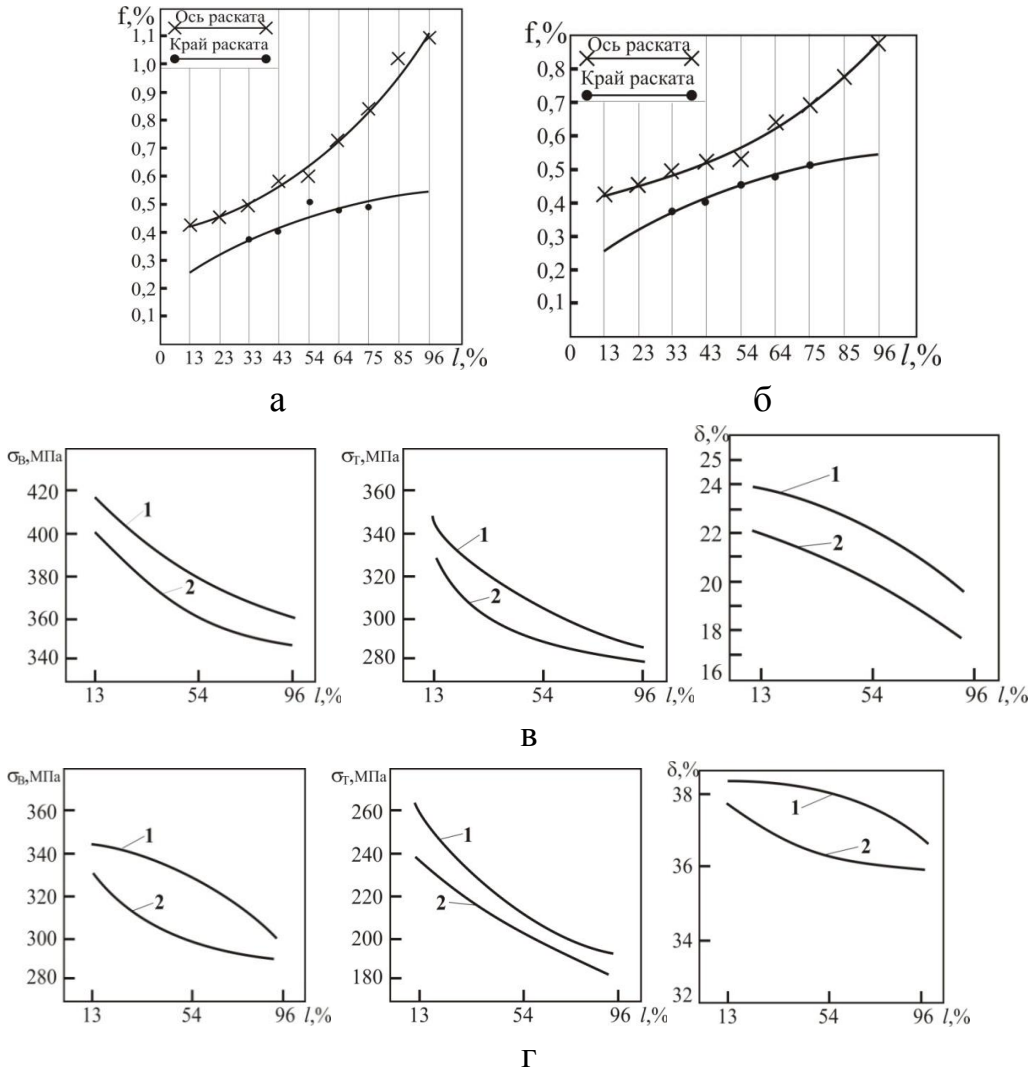


Рис. 2.1. Изменение содержания включений (а, б) и механических свойств (в, г) по длине и ширине полосы из стали 08Ю: а, в – горячекатаная сталь; б, г – холоднокатаная сталь; 1 – ось раската; 2 – край раската

Обычно на уровень механических характеристик влияет несколько факторов, поэтому не всегда можно однозначно выявить влияние неметаллических включений. Проводили исследование качества цельнокатаных железнодорожных колес производства Нижнеднепровского трубопрокатного завода [5]. Одним из основных видов испытаний качества колесной стали является определение ударной вязкости $a_н$ образцов с надрезом, вырезанных в радиальном направлении. Анализ образцов показал, что нередко колесная сталь имела значение $a_н$ ниже $2 \cdot 10^{-1}$ МДж/м^2. Металл дисков находится в нормализованном состоянии. Микроструктура стали состояла из перлитных зерен и ферритной сетки. Анализ показал, что параметры структурных составляющих (объемная доля феррита, форма и размеры зерен, дисперсность перлита, количество и распределение включений) в образцах различны. Эти факторы в комплексе действуют на механические свойства стали и поэтому часто трудно разделить это влияние. Вначале анализировали влияние структурных факторов, не связанных с включениями, в тех образцах, где балл загрязненности ими составлял 1…2 по ГОСТ 1778-70. Неоднородность размеров и распределения неметаллических включений в колесной стали может быть причиной провалов значений $a_н$ в пределах партии колес, окажись самое загрязненное место вблизи надреза в образце. Даже единичные включения, оказавшиеся в зоне разрушения, ослабляют сталь. Особенно опасны единичные включения, являющиеся продуктами разрушения футеровки сталеплавильного агрегата и сталеразливочных устройств, с частицами шлака или утеплительных смесей и т.д. Это, как правило, крупные многофазные частицы, служащие концентраторами напряжений.

Если показатель загрязненности колесной стали включениями действует совместно с другими факторами, он вносит свой вклад в получение низких значений $a_н$, хотя выделить его невозможно. Но в некоторых партиях, имеющих удовлетворительные показатели по параметрам

микроструктуры, он проявляется в полной мере, тем более, что, как правило, загрязненность стали включениями в этих случаях находится на уровне верхнего предела, допустимого требованиями стандарта, или немного его превышает. При количестве включений на уровне 4…5 балла, а иногда и 3-го, как правило, наблюдается резкое снижение $a_н$. При неоднородном распределении включений в пределах образца и партии результаты ударных испытаний зависят от случайностей их распределения. Анализ поверхности разрушения большинства образцов колесной стали с низкими значениями $a_н$ представляют собой квазивязкий (квазихрупкий) излом, причем включения присутствовали в разных участках излома.

Причины нестабильных значений ударной вязкости колесной стали имеют многофакторный характер. Определяющими факторами представляются размеры зерен перлита $Д_п$, степень дисперсности перлита $Δ_п$ и загрязненность включениями (размеры включений $Д_в$). Для анализа сравнительного влияния гетерогенных источников микроскола на хрупкость колесной стали использовали подход, развитый в работах Ю.Я.Мешкова, в основе которого лежит модель микроскола, непосредственно связывающая начальный этап разрушения с конкретными структурными элементами и позволяющая прогнозировать сопротивление хрупкому разрушению (сопротивление микросколу R_{mc}). Метод позволяет давать количественную оценку силовым параметрам процесса, связав напряжение автокаталитического распространения зародышевых микротрещин с размерами структурных параметров, являющихся их источниками. В основе метода лежит применение критерия Гриффитса для количественного описания процесса хрупкого разрушения. Физический смысл сопротивления микросколу R_{mc} как механической характеристики стали состоит в том, что оно является напряжением зарождения хрупкого разрушения на пределе текучести материала:

$$\sigma_т = R_{mc} \qquad (2.3)$$

При динамических испытаниях образцов с надрезом на ударный изгиб микроскол наступает в момент, когда $\sigma_т$ под надрезом достигает величины, равной R_{mc}. Условия такой степени перенапряжения, когда реализуется равенство (2.3), получаются за счет надреза и динамичности испытаний. Для колесной стали проанализировано влияние параметров структуры на величину R_{mc} для хрупкого скола, наблюдаемого при значениях $a_н < 2 \cdot 10^{-1}$ МДж/м^2. Использованы зависимости R_{mc} от параметров структуры, а также значения величин, входящих в выражения [5]:

-для размера включений $Д_в$:

$$R_{mc} = (\pi\gamma E/2Д_в)^{1/2} = 5{,}65\ Д_в^{-1/2} \qquad (2.4)$$

-для размера зерен перлита $Д_п$:

$$R_{mc} = 4(\gamma E/\pi)^{1/2} \frac{G\sqrt{в}}{2\pi(1-\nu)K_T} Д_П^{-1/2} = 18 Д_П^{-1/2} \qquad (2.5)$$

-для межпластиночного расстояния в перлите $\Delta_п$:

$$R_{mc} = n(4\gamma E/10\pi\Delta_П)^{1/2} = 0{,}246\Delta_П^{-1/2} \qquad (2.6)$$

Критическим переходным условием разрушения от одного микромеханизма к другому, т.е. от одного источника к другому, является равенство, дающее критическое соотношение между структурными параметрами колесной стали:

$$5{,}65 \cdot Д_в^{-1/2} = 18 \cdot Д_П^{-1/2} = 0{,}246 \cdot \Delta_П^{-1/2}, \qquad (2.7)$$

Механические свойства стали чувствительны к изменению природы, размера и распределения включений. Поэтому для уменьшения степени вредного влияния включений необходимо, чтобы они были равномерно распределены в литой и деформированной стали. Образование облачных скоплений включений в литой стали влечет за собой появление при деформации их строчечных скоплений, способствующих образованию дефектов деформированной стали и анизотропии механических свойств.

Одним из основных процессов, определяющих влияние неметаллических включений на механические, технологические

и эксплуатационные характеристики сталей является их взаимодействие с дислокациями и другими дефектами кристаллического строения при деформации. Стали подвергают пластической деформации в различных температурно-скоростных условиях, поэтому взаимодействие движущихся дислокаций с включениями равного типа и размера может происходить по нескольким механизмам. Большинство работ связаны с изучением блокировки скольжения включениями и образования дислокационных скоплений. Когда в одном зерне много частиц второй фазы, меняются пути движения дислокаций. При деформации возможно перерезание частиц движущимися дислокациями (рис. 2.2, а). Этот механизм относится к когерентным включениям. Если одна и та же дислокация может скользить во включении и стальной матрице одновременно, проникая через межфазные границы, то включения являются *проницаемыми* (перерезаемыми, сопряженными); при этом законы деформации и упрочнения качественно иные, чем в случае, когда частицы включений являются *непроницаемыми* (неперерезаемыми).

Частицы “перерезаются” дислокациями, если у стальной матрицы и включения совпадают плоскость скольжения и векторы Бюргерса в ней. Перерезание по любой из плоскостей скольжения возможно, когда решетки фаз изоморфны, а их периоды близки. Если решетки фаз разные, возможно частичное сопряжение, и одни дислокации из матричной фазы могут пересекать частицу, а другие – нет.

Например, если плоскость базиса ГП решетки включения совпадает с плоскостью (111) ГЦК решетки стальной матрицы, то дислокация проникает в частицу в этой общей плоскости, но не из остальных плоскостей {111} матрицы (рис**.** 2.3, а, б). При несовпадающих плоскостях скольжения остается сдвоенная полупетля дислокации - в частице и матрице (рис. 2.3, в). Перерезание частиц дислокациями может быть затруднено сопротивлением решетки включения в случаях больших сил

трения Пайерлса, а также различием упругих постоянных и параметров решетки включения и матрицы.

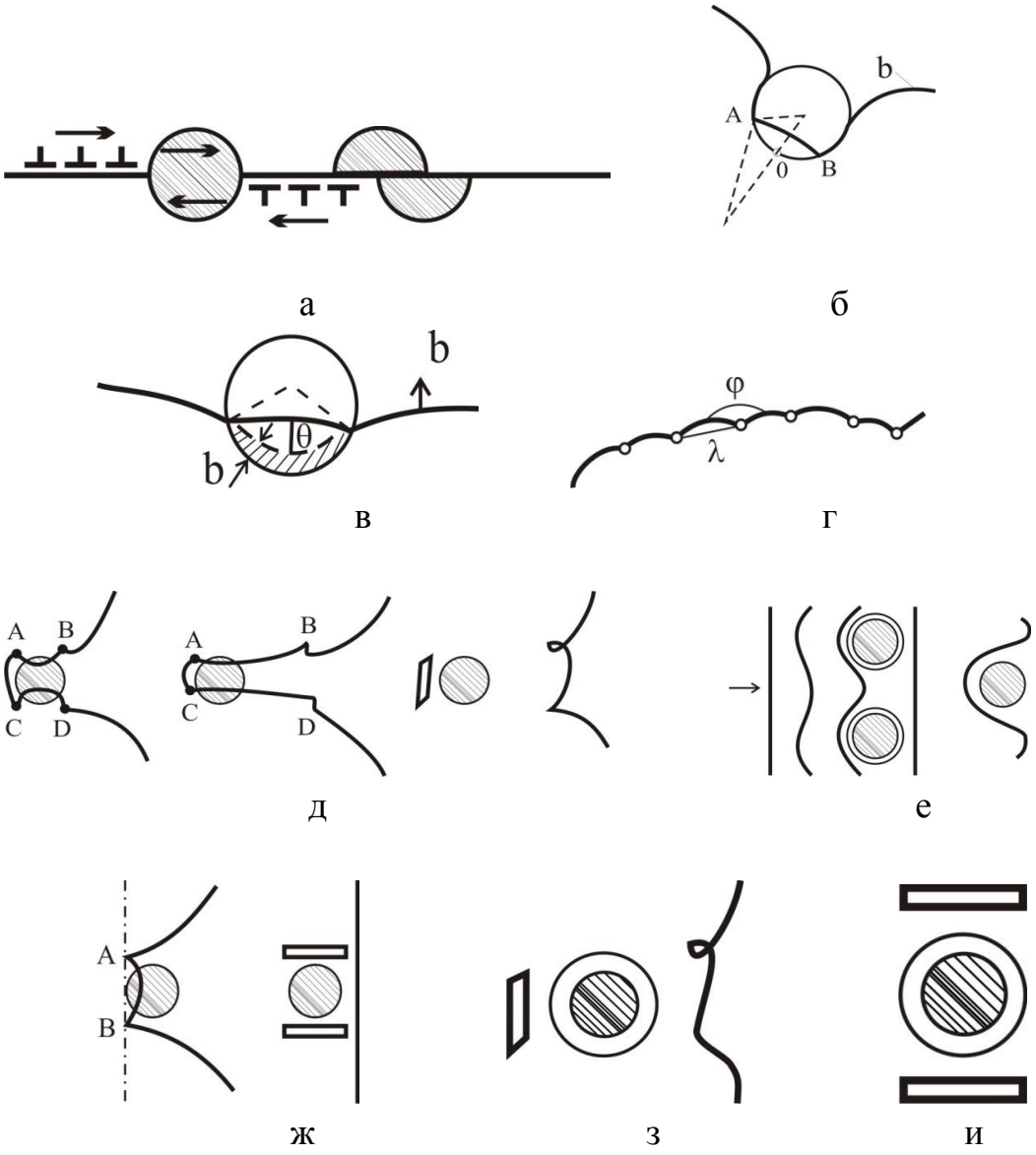
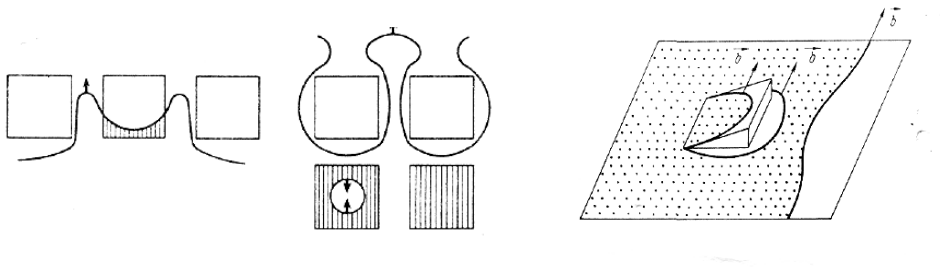


Рис. 2.2. Схемы взаимодействия дислокаций с неметаллическими включениями при деформации и возврате [1].

Переход дислокации из кристаллической решетки матрицы в кристаллическую решетку включения может сопровождаться преобразованием скользящей дислокации $b_0 = b_1 + (b_0 – b_1)$, где b_0 и b_1 – соответственно исходный и конечный

вектор Бюргерса дислокации, Δb или ($b_0 - b_1$) искажение, остающееся на границе раздела после пересечения ее дислокацией [40]. При этом в общем случае изменяются плоскость скольжения и величина вектора Бюргерса.



а б в

Рис. 2.3. Схемы перерезания включений дислокациями; (М.А.Штремель)

Последовательный переход краевых дислокаций через границу включение-матрица по одной и той же плоскости скольжения приводит к росту искажения на границе (ступеньки). Каждая последующая дислокация повышает искажение, что приводит к возрастанию сопротивления скольжению, пока оно не прекратится в данной плоскости. В сталях редко встречается полное кристаллографическое соответствие решеток матрицы и включения, поэтому переход дислокаций через границу раздела сопровождается образованием на пограничной ступеньке эпитаксиального искажения, которое по мере роста оказывает все большее сопротивление скольжению и в конце концов остановит ее. Дислокации не всегда проникают в прочные включения, особенно в тех случаях, если увеличение энергии ядра дислокации при ее вхождении во включение превышает приращение энергии, связанной с изгибом дислокации вокруг частицы. Частицы включений могут вызывать значительную отталкивающую силу, препятствующую проникновению в них дислокаций.

Стабилизация частиц вызывает действие, так называемого, химического фактора, как показал Дж. Фридель, который затрудняет проникновение краевых дислокаций. Винтовые дислокации легче входят в частицы. Проникновение дислокации во включение может быть локальным и общим. Локальное проникновение легко происходит вблизи точки О (рис. 2.2, б), где дислокация имеет чисто винтовой участок. Петля АВ при этом изгибается на определенный радиус кривизны, зависящий от диаметра частицы. В случае общего проникновения дислокация проскальзывает в частицу на расстояние b по фронту, определяемому дугой, соответствующей углу 2θ (рис. 2.2, в). Сопротивление частицы срезу можно оценить количественно с помощью уравнения [41]:

$$\tau \cdot \gamma \tau_x = 2\gamma / \bar{в} - E_\ell / \bar{в}\, Д_в, \qquad (2.8)$$

где τ_x - сопротивление когерентной частицы срезу; γ - энергия границы; $\bar{в}$ - вектор Бюргерса дислокации матрицы; E_ℓ - энергия дислокационной линии; $Д_в$ - диаметр включения.

Чаще решетка включений отличается от решетки стальной матрицы и произвольно ориентирована, поэтому такие частицы не могут пересекаться («перерезаться») дислокациями. Они препятствуют движению дислокаций в матричной фазе, дислокации могут их обходить, либо скапливаются около частиц, что вызывает дисперсионное упрочнение. Здесь главным моментом следует считать обход частиц дислокациями, которые образуют вокруг них “сатурные кольца” и призматические петли (рис. 2.4). В одной системе скольжения у всех призматических петель вектор Бюргерса одинаков; когда вступает в действие вторая система скольжения (либо генерируются дислокационные петли из межфазных границ), происходят дислокационные реакции и на частице как бы наматываются дислокационные клубки, которые соединяются дислоционными нитями, формируя субграницы.

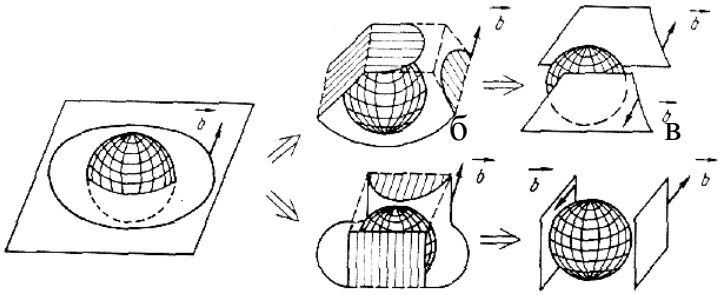


Рис. 2.4. Петля Орована около частицы (а) и ее преобразование поперечным скольжением (б,в) и переползанием (г,д); (М.А.Штремель)

Дислокации могут обходить частицы включений при достижении определенного напряжения. Между частицей и дислокацией происходит взаимодействие ближнего и дальнего порядка [16]. Если взаимодействие ближнего порядка имеет отталкивающий характер, то дислокация удерживается на некотором расстоянии от включения, увеличивая при этом его эффективный размер. Взаимодействие дальнего порядка вызывает флуктуацию потенциальной энергии сегмента дислокации, колеблющегося вокруг положения равновесия, что способствует увеличению предела текучести стали. При встрече дислокации с группой включений - препятствий в плоскости скольжения она может выгнуться на угол φ (рис. 2.2, г), который служит мерой прочности препятствия.

Слабые препятствия можно преодолеть при очень малом прогибе дислокации (φ=π) по, так называемому, механизму Фриделя. Прочные препятствия дислокация может преодолеть практически только при φ=0 по механизму Орована, оставляя позади подвижные петли (рис. 2.2, д). Напряжение τ_c , необходимое для перехода дислокации через включение, определяется выражением [42]:

$$\tau_c = 0{,}154(\nu \bar{в}/\lambda \cdot \ell n(\ell / r_o) \cdot \cos\varphi / 2 \qquad (2.9)$$

где ν - коэффициент Пуассона матрицы; $\bar{в}$ вектор Бюргерса дислокации; λ - среднее расстояние между частицами; ℓ - расстояние до параллельной дислокации противоположного знака; r_o - радиус ядра дислокации.

Эффективный размер частицы процесса Орована [43]:

$$Д^1 = Д_в[1+A(G_в - G_м)/G_в + 1)] \qquad (2.10)$$

где $Д_в$ - истинный размер частицы; А- коэффициент, равный 5... 6.

Предел текучести стали [44]:

$$\sigma_T = \sigma_м + G_м \bar{в}/\lambda, \qquad (2.11)$$

где $\sigma_м$ - предел текучести стальной матрицы.

При определении предела текучести сплава следует учитывать свойства включений (по Дж.С Анселлу) [7]:

$$\sigma = \sqrt{\frac{G_м \cdot \bar{в} \cdot G_в}{2\lambda \cdot C}} \qquad (2.12)$$

где C - постоянная, характеризующая тип кристаллической решетки включения.

Накопление остаточных петель, окружающих частицы включений, создает обратные напряжения, которые препятствуют движению дислокаций, и это сказывается на величине предела текучести:

$$\sigma_T = K_o f^{3/2} N G_м в / R_в, \qquad (2.13)$$

где N - количество дислокационных петель вокруг частицы; f - объемная доля включений; $К_о$ - коэффициент, равный $\lambda/2R$ (R - расстояние от центра частицы до участка матрицы, где действуют дополнительные напряжения от остаточных петель, окружающих частицу).

В ходе деформации, возврата и рекристаллизации дислокации могут обходить частицы включений в результате

поперечного скольжения (рис. 2.2, е - и). По существу поперечное скольжение и обход частиц дислокациями всегда взаимосвязаны. Фактически в процессе деформации вначале происходит обход частицы дислокациями, причем образование каждой остаточной петли требует увеличения напряжения для прохождения последующей дислокации в плоскости скольжения. При некотором значении напряжения, созданном несколькими остаточными петлями Орована, винтовые компоненты первой остаточной петли начинают поперечное скольжение, а затем происходит сбрасывание петли, которое сопровождается релаксацией напряжений. После этого становится возможным генерирование следующей дислокации и образование новых петель. Устанавливается как бы динамическое равновесие между приходом новых дислокаций, образованием петель вокруг включения и их сбрасыванием [45].

Реальные дислокационные структуры матрицы стали вблизи включений могут в различных вариантах сочетать разные ситуации, описанные выше, в зависимости от типа, размера включений, а также вида и последовательности обработок (горячая, холодная деформация, отжиг). С включениями при этом взаимодействуют не всегда единичные дислокации, а системы дислокаций, что значительно усложняет их поведение. Кроме того, на этот процесс влияют уже накопленные вблизи включений петли различных типов (рис. 2.5).

Морфология скольжения дислокаций определяется строением границы раздела и размером включений [45]. Существует критический размер включений: в случае, если размер включения меньше критического, дислокации перерезают включение и это приводит к неравномерному распределению деформаций; если размер включения больше критического, дислокации огибают включение и в этом случае деформация распределяется в стальной матрице равномерно.

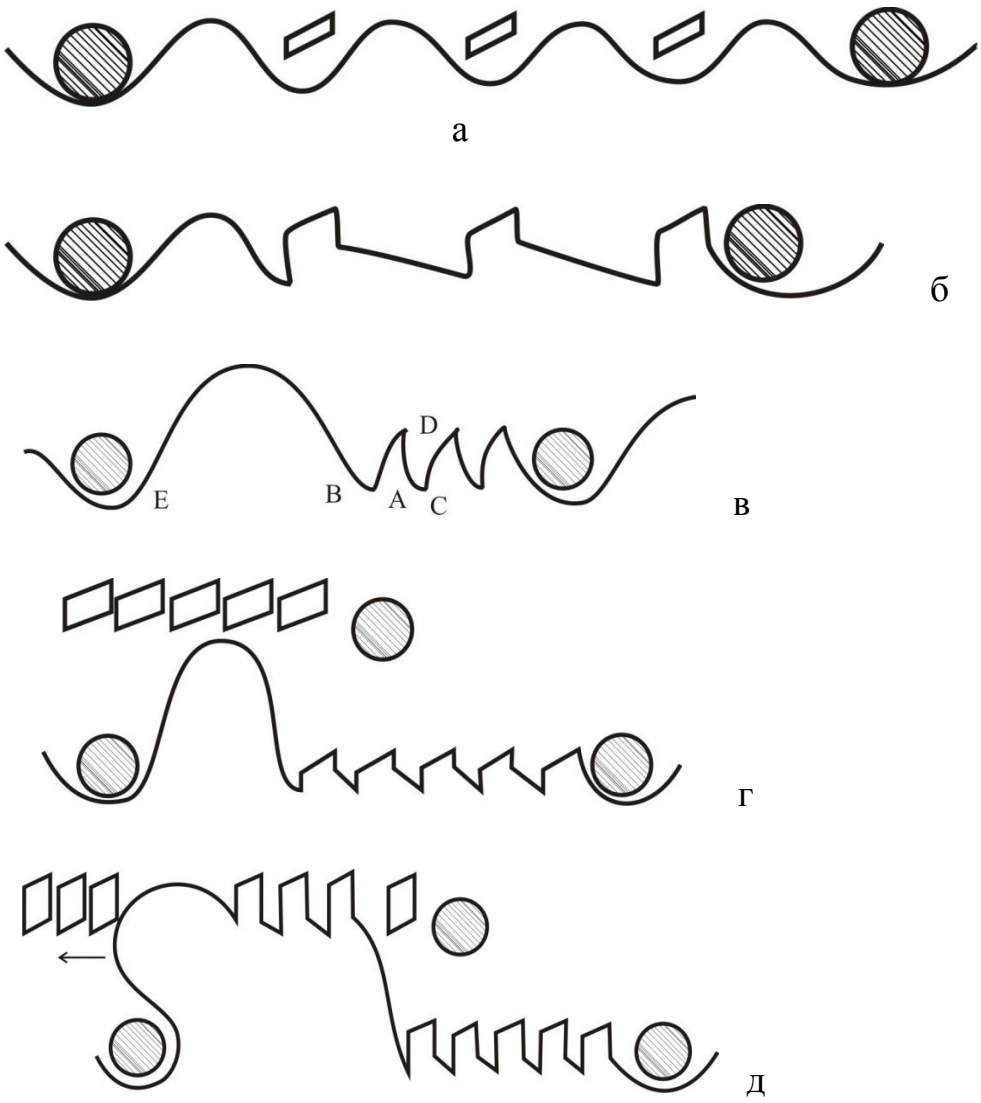


Рис. 2.5. Схемы деформационного (дисперсионного) упрочнения (П.Б. Хирш и Ф.Дж. Хэмфри)

Особый интерес вызывают мягкие частицы или пластичные включения, имеющие меньший предел текучести, чем стальная матрица. На начальных стадиях деформации включения деформируются без упрочнения, а стальная матрица деформируется упруго (рис. 2.6). При разгрузке частица разгружается упруго, пока деформация не достигнет величины

$2\gamma_0$, тогда упругая матрица создает в ней противоположное напряжение $-\tau_\phi$ и частица деформируется обратно.

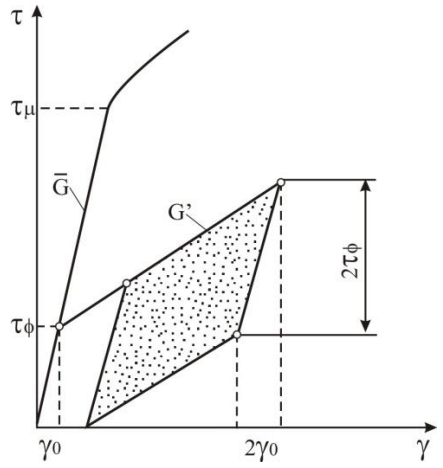


Рис. 2.6. Цикл деформации для системы с пластичными включениями; (М.А.Штремель)

Важным моментом пластической деформации сталей и сплавов, содержащих включения, является релаксация полей напряжений, возникающих вблизи частиц в результате взаимодействия с дислокациями. В зависимости от температуры и скорости деформации возможны разные механизмы этого процесса. В основном, происходит либо пластическая [46, 47], либо диффузионная релаксация напряжений [48] вблизи включений. Напряжения релаксируют в достаточной степени, если матрица стали пластична. В случае наличия твердых включений в малопластичной матрице процесс релаксации напряжений затруднен [49].

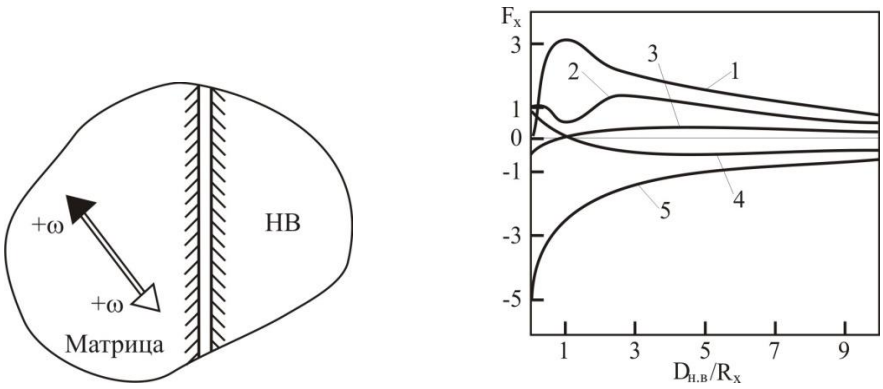
Взаимодействие дисклинаций с включениями при деформации во многом подобно взаимодействию дислокаций. Дисклинации могут тормозиться включением, проходить через включение или огибать его [50]. При этом дисклинации взаимодействуют с дислокациями, находящимися вблизи включения: дисклинации либо выходят на границу включение-матрица, либо замыкаются в петли вблизи включений.

Межфазная граница притягивает или отталкивает петлю и одновременно стремится расширить или сжать ее в радиальном направлении. Характер силового воздействия зависит от соотношения постоянных упругости матрицы и включения.

Сила взаимодействия дисклинационной петли с межфазной границей всегда направлена в сторону материала с меньшим модулем сдвига. На границе раздела двух фаз, имеющих различные упругие постоянные при наличии дисклинации должно выполняться граничное условие непрерывных упругих смещений и усилий, которое означает, что порождаемые дисклинацией внутренние напряжения не могут привести к появлению нескомпенсированных поверхностных сил [34]. В этой же работе приведен анализ взаимодействия дисклинационных диполей с межфазными границами для случаев разных величин упругих постоянных (рис. 2.7).

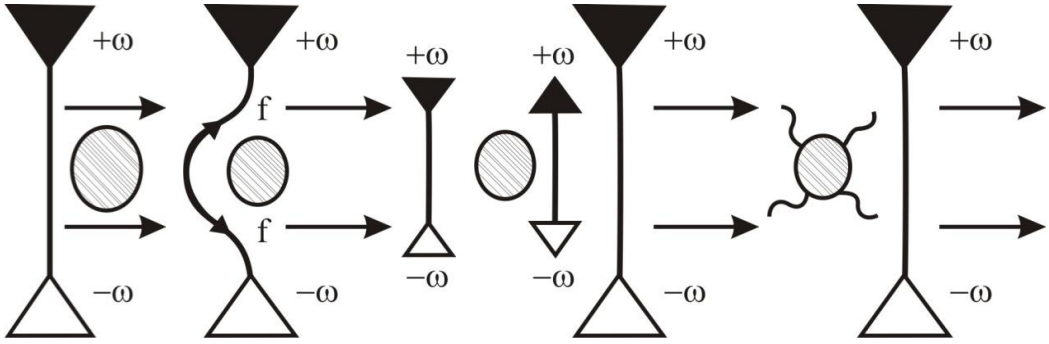
Дисклинации стремятся перейти в более "мягкую" фазу, имеющую низкий модуль сдвига. При взаимодействии с включениями дисклинации, как и дислокации, могут двигаться консервативно и неконсервативно. Круглая петля кручения перемещается вокруг включения путем последовательного консервативного движения по цилиндрической поверхности отдельных ее отрезков вдоль вектора поворота [34]. Для обхода включения путем переползания дисклинация, в отличие от дислокации, не требует обязательного наличия точечных дефектов. Неконсервативное движение дисклинаций возможно при испускании или поглощении дислокаций.

Процесс огибания включения дисклинационным диполем аналогичен движению дислокаций по Орована (рис. 2.8). Отличие заключается в том, что после прохождения дислокаций на включении остается петлевой дефект, а после диполя дисклинаций - трехмерный дисклинационный дефект (проскальзывающий перегиб), являющийся зародышем дисклинационной пластичности.



а б

Рис. 2.7. Дисклинационный диполь вблизи включения (а) и кривые зависимости силы взаимодействия дислокационного диполя от величины соотношения размера включения к расстоянию до границы с матрицей для разных упругих характеристик матрицы и включения (б: 1 – $G_{нв}$ =0; $\nu_{мат}$ = $\nu_{нв}$ =1/3; 2 - $G_{нв}$ /$G_{мат}$ =0,5, $\nu_{мат}$ = $\nu_{нв}$ =1/3; 3 – $G_{нв}$ /$G_{мат}$ =0,75, $\nu_{мат}$ =1/4, $\nu_{нв}$ =1/3; 4 - $G_{нв}$/$G_{мат}$ =1/3, $\nu_{мат}$ =1/3 , $\nu_{нв}$ =1/4; 5 - Gнв/Gмат =5,0, $\nu_{мат}$ = $\nu_{нв}$ =1/3)



а б в г

Рис. 2.8. Преодоление включения дисклинационным диполем [34]

Упрочнение стали при ротационной пластичности пропорционально корню квадратному из объемной доли

включений заданного размера. Деформирующее напряжение в случае развития ротационной деформации при наличии включений равно [34]:

$$\sigma = \frac{G_м \cdot \omega \cdot R_в}{2\pi\lambda} \ell n \frac{2\sqrt{2R_в}}{r_c}, при\ \text{a} >> R_в$$

(2.14)

$$\sigma = \frac{G_м \cdot \omega \cdot R_в^2}{6\pi(1-\nu_м)a\lambda}(\ell n \frac{2a}{r_c} + 2), при\ R_в >> \text{a} \qquad (2.15)$$

где ω; - вектор поворота дисклинаций; λ - среднее расстояние между включениями; R_c - радиус ядра дисклинаций; 2a - толщина полосы переориентации.

Включения подобно границам зерен в поликристаллах могут изменять механизм деформации [34]. При движении дислокаций через группу включений, когда они огибают их по механизму Орована, вокруг включений возникают крутящие моменты, способствующие локальному переходу от трансляционной к ротационной пластичности в этих участках (рис. 2.9).

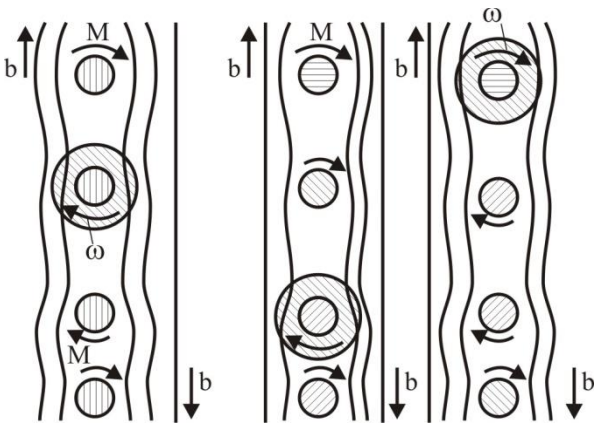


Рис. 2.9. Схема изменения механизма пластической деформации вблизи включений [34]

Заторможенные скопления винтовых дислокаций вызывают крутящие моменты, которые релаксируют при образовании петель кручения. В случае краевых дислокаций

возникают клиновые дисклинационые петли, которые являются зародышами полос переориентации [34].

Многочисленные исследования взаимодействия решеточных дислокаций и дисклинаций с включениями связаны с движением индивидуальных дефектов и рассматривают включения как частицы-блокираторы этого движения. Практически не учитывается возможность действия границ раздела включение-матрица как стоков для решеточных дислокаций и вероятных последствий этого процесса. По-видимому, решеточные дислокации могут захватываться границами включение-матрица подобно тому, как этот процесс описан для межзеренных границ [32].

К настоящему времени накоплены многочисленные экспериментальные доказательства, что по крайней мере на начальных стадиях деформации включения, наряду с границами зерен, служат основными источниками дислокаций. Оказалось, что даже достаточно полные представления о движении индивидуальных дислокаций в полях включений не позволяют адекватно описать эволюцию структуры металла, его формоизменение и разрушение. Поэтому представляет интерес исследовать роль включений различных типов в реальных сталях как в микропластической области (при малых ε), так и при развитой пластической деформации (при больших ε), имеющей свои особенности [35].

Традиционное описание пластической деформации и разрушения твердых тел проводится в рамках механики сплошной среды и теории дислокаций, что дало возможность успешно решать многие задачи механики твердого тела, но ряд фундаментальных проблем пластичности и прочности оставался нерешенным (атомные механизмы зарождения пластического сдвига, зарождения и распространения трещин, аномального поведения при сильных внешних воздействиях). В последние годы развит новый синергетический подход к проблеме пластичности и прочности твердых тел [51], в основе которого

лежит рассмотрение пластической деформации и разрушения как сугубо релаксационных процессов в нагружаемом материале. Теоретически и экспериментально обосновывается, что пластическая деформация твердых тел может протекать только в условиях неоднородного напряженного состояния при зарождении на концентраторах напряжений сдвигов, поворотов, множественного скольжения, формирующих волны материальных сдвигов и поворотов. В этой связи необходимо рассмотрение роли включений как концентраторов релаксационных процессов и особенностей зарождения волн пластичности вблизи разных включений, а также микротрещин.

Учет роли включений позволит более корректно описать процесс пластической деформации и разрушения в рамках механики среды со структурой. Поэтому необходимо на основе существования иерархии структурных уровней деформации, отражающей органическую взаимосвязь и взаимосогласование трансляционных и ротационных мод деформации [52], исследовать влияние включений на зарождение и перераспределение релаксационных потоков деформационных дефектов как вдоль границ включение-матрица, так и от включений в объем зерен, что обусловливает перераспределение напряжений между включениями и окружающими зернами. Исследована физическая природа стадийности пластической деформации [53], в основу которой положено представление о структурных уровнях деформации и показано, что при восхождении по ступеням иерархии структурных уровней происходит переход от отдельных дефектов (дислокаций) к их группам и более сложным образованиям (ансамблям) и при этом нарастает роль коллективных эффектов в дефектной структуре. Переход от одной стадии упрочнения к другой связан с фазовыми переходами в подсистеме деформационных дефектов. При этом необходимо учитывать роль включений и порождаемых ими дальнодействующих полей напряжений на

изменения в дефектной структуре матрицы, а также влияние типа включения на механизм зарождения микроразрушений.

Модели зарождения хрупких трещин в матрице вблизи включений основаны на концепции торможении скольжения, поворота или двойникования включением и взаимодействия поля напряжений заторможенной деформации с полем напряжений у включений (рис. 2.10).

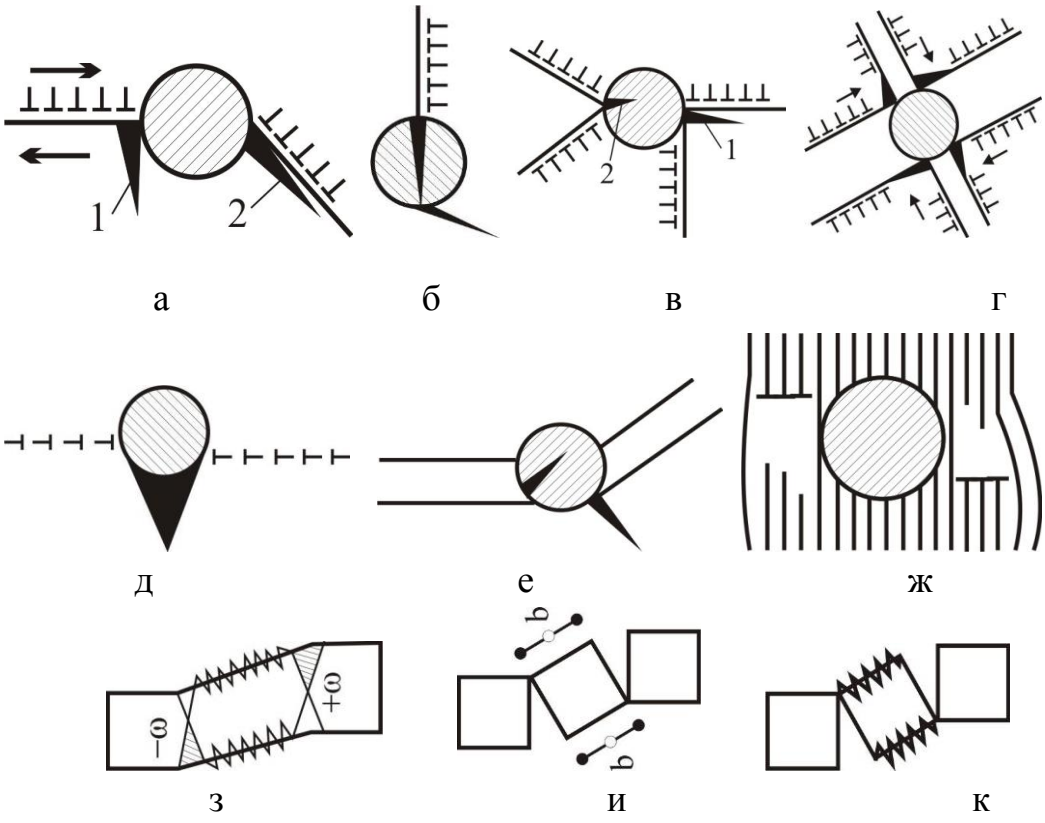


Рис. 2.10. Модели зарождения трещин вблизи включений (з - к - [34])

Все модели носят дислокационный или дисклинационный характер и основаны на взаимодействии дефектов решетки матрицы с включениями [1, 2, 25]. Дислокации, движущиеся в плоскостях скольжения матрицы, могут блокироваться поверхностью раздела с включением. В этом случае возможно вскрытие трещины в вершине заторможенного сдвига в плоскости, перпендикулярной к плоскости скольжения, или в

самой плоскости скольжения. В этих условиях хрупкое включение способно разрушиться и трещина способна перейти в матрицу, а в пластичном включении начинается пластическая деформация. Включение может быть атаковано системой заторможенных сдвигов в пересекающихся полосах скольжения. Высокая концентрация напряжений приводит к возникновению трещины в матрице или во включении без образования или с образованием сбросов. Возможны различные варианты зарождения трещин при торможении двойников, разрывах дислокационных стенок.

Если одновременно во время деформации действует источник Бардина-Херринга (у включения) и другой источник дислокаций, например источник Франка-Рида (в матрице вдали от включения), то движущиеся навстречу друг другу две системы дислокаций приводят к взаимной блокировке, что может привести к формированию трещин на некотором расстоянии от включения.

Трещины могут возникать по дисклинационному механизму за счет дискретных ротационных сбросов. Вблизи включений появляются области заторможенных поворотов решетки, где локализуются дисклинационные скопления. Релаксационная способность в ходе ротационной деформации значительно ниже, чем при трансляционной деформации, что связано с различным масштабным уровнем этих механизмов деформации [34]. Эти условия достаточны для зарождения микротрещин по одному из предложенных ниже механизмов. Заторможенная включениями полоса из одноименных дислокаций разбивается на головную часть, подобную дисклинационному диполю, и хвостовую часть при пересечении полос скольжения. При этом энергетические условия зарождения трещин в разных направлениях близки. Окончание границы зерен на включении создает подобие тройного стыка, где третьим зерном является включение. В этих участках могут зарождаться дисклинационные петли, порождающие

напряжения, которые достаточны для раскрытия клиновидных трещин в плоскостях с низкими значениями энергии разрушения. Микротрещины объединяются в макротрещину, в вершине которой, в свою очередь, возникают ротационные эффекты.

Трещина, зародившаяся у включения, является мощным концентратором напряжений, причем поле напряжений у ее вершины неоднородно. Поэтому трещина может порождать ротационные моды деформации как релаксационный процесс, который может происходить путем зарождения полос переориентации [34]. При больших значениях вектора поворота в процессе взаимодействия дисклинационных диполей с включениями энергетически выгодной является трансформация дисклинационных дефектов в другие дефекты (микроразрушения) [34]. Для проскальзывающего перегиба это может быть расслоение по границе включение-матрица, разрушение включения или полное устранение проскальзывающего перегиба при расслоении по межфазной границе и разрушении включения. Существует критическое значение ω, ниже которого дисклинационные дефекты преодолевают включения без разрушения.

Обычно рассматривают лишь отрицательную сторону влияния включений на прочность стали. Вместе с тем, известны случаи, когда они играют положительную роль - служат эффективным средством торможения трещин, что важно, когда сталь подвергается малым деформациям с невысокой скоростью деформирования.

Для зарождения трещин необходимо, чтобы энергия деформации, накопленной у включения, была достаточной, чтобы перекрыть энергию поверхности трещины. В работе [54] проанализирована возможность зарождения и распространения трещины в матрицу от включения, когда размер включения близок к размеру трещины Гриффитса, однако в этой модели не учтена степень пластичности матрицы стали:

$$\sigma = 1/q(E_м\gamma_T / Д_в), \tag{2.16}$$

где $\sigma_{кр}$ - критическое напряжение; q - средний фактор концентрации напряжений около включения; γ_T - поверхностная анергия трещины. Локальное напряжение в матрице у включения пропорционально корню квадратному из длины полосы скольжения (по Зинеру). В работах [55, 56] определены критические напряжения (рис. 2.11, а):

$$\sigma_{\varphi+\pi/2} = \tfrac{1}{2}\sigma_{внеш}(1+\cos 2\varphi), \tag{2.17}$$

$$\tau_\varphi = \frac{1}{2}\sigma_{внеш}\sin 2\,\varphi, \tag{2.18}$$

где $\sigma_{\varphi+\pi/2}$ и τ_φ - соответственно нормальное и касательное напряжения, действующие в момент образования трещины; $\sigma_{внеш}$- внешнее напряжение; φ - угол между направлением растяжения и плоскостью скольжения.

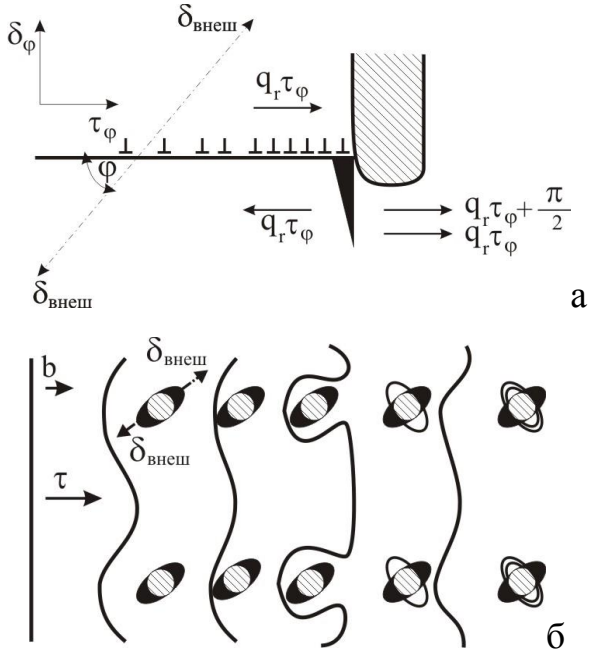


Рис. 2.11. Схемы образования трещины вблизи включения (а) и взаимодействия дислокаций с включениями при образовании полостей (б) [42]

Макроскопический критерий зарождения полостей на включениях был получен в работе [57]. Поры возникают при достижении напряжениями и деформациями критических значений. Зарождение пор рассматривается с точки зрения обмена энергией между частицей и матрицей при создании новой поверхности раздела, однако при этом неизвестен механизм отделения частицы от матрицы и критические деформации. Ясно, что критические напряжения должны превышать прочность сцепления включения с матрицей.

При образовании пор (полостей) вблизи включений, когда расслоение произошло не по всей границе включение-матрица, дислокация, находящаяся в матрице вблизи включения, испытывает притяжение к полости и отталкивание от тех областей, где расслоение не произошло (рис. 2.11, б). Участки дислокации выходят на поверхность полости и вокруг частиц при обходе их дислокацией не образуются замкнутые петли Орована, а остаются дислокационные сегменты [45].

Влияние включений на разрушение стали является одной из наиболее давних и сложных проблем металловедения, охватывающей широкий круг явлений, связанных с типом включения, его связью с матрицей, химическим составом и структурой матрицы, условиями обработки. Многочисленные модели зарождения микроразрушений рассматривают включение с чисто механической точки зрения и различные особенности поведения дефектов в матрице, но не учитывают его состав и структуру, а также особенности строения границы раздела включение-матрица. При анализе структурно-кинетических аспектов разрушения конструкционных сталей необходим учет вклада неметаллических включений в этот процесс.

2.2. Образование трещин в стальной матрице вблизи включений при пластической деформации

Образование трещин в матрице вблизи включений является сложным многостадийным процессом, развивающимся на атомном, мезоскопическом, фрагментарном и микроскопическом уровнях. Условием высокой прочности металлов и сплавов, упрочненных деформацией, является высокая плотность дислокаций, движение которых должно быть заторможено различными барьерами, к числу которых относятся неметаллические включения. Последние редко бывают «проницаемыми» либо «полупроницаемыми» для дислокаций; это возможно в случаях дисперсных частиц, выделившихся из твердого раствора (см. рис. 2.2 – 2.5). Как правило, неметаллические включения металлургического происхождения являются “жесткими” барьерами на пути движения дислокаций, которые способствуют локализации напряжений в стальной матрице. Эти напряжения могут превысить величину предела прочности матрицы и привести к локальному разрушению. Модели зарождения трещин вблизи включений представлены на рис. 2.10. Все они основаны на концепции торможения движущихся дислокаций и дисклинаций включением и образования в локальных областях матрицы дислокационных либо дисклинационных скоплений, вызывающих концентрацию напряжений.

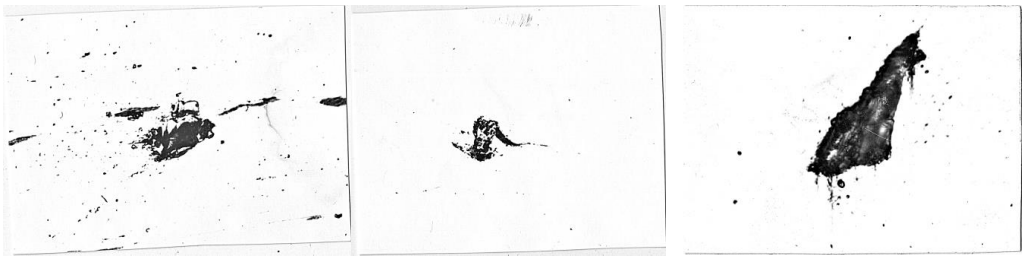
В структурном аспекте зарождение трещин в матрице вблизи включений подчиняется строгим закономерностям. Микротрещины образуются лишь после того, как в деформированном металле разовьется структурное состояние, конкретный вид которого зависит от условий деформации. Зародышевые микротрещины образуются в строго определенных элементах сформировавшейся субструктуры вблизи включения, вид которой зависит от условий деформации. Развитие зародышевых микротрещин обусловлено типом структурного состояния металлической матрицы. Таким образом, зарождение разрушения металлической матрицы вблизи включения является структурно-детерминированным

процессом. Разрушение матрицы вблизи включения можно представить как следствие двух конкурирующих процессов: накопления в ходе пластической деформации внутренних напряжений вследствие торможения движения дефектов кристаллического строения и их пластической релаксации. Под действием этих двух процессов дислокационная и зеренная структуры матрицы вблизи включения постоянно изменяются, что может привести к критическому состоянию. Если пластическая релаксация напряжений становится невозможной, они релаксируют путём образования трещины в матрице, то есть релаксация напряжений и разрушение являются конкурирующими процессами в локальных зонах матрицы вблизи включения. Если образуется критическая субструктура (предразрушения), которая не может изменяться без образования трещины, то вблизи включения начинается разрушение. В работах [5 - 7, 58] показано, что микроразрушения, возникающие вблизи включений могут быть нескольких типов: полости (вязкие трещины) и хрупкие расслоения на границах включение-матрица; трещины во включениях; трещины в матрице вблизи включений. Образование каждого из этих видов микроразрушений связано с целым рядом условий, которые обсуждаются и в этой книге. В данной главе мы уделим внимание процессам формирования трещин в стальной матрице вблизи включений, связанным с трансформацией энергии накопленной деформации в зерно либо вдоль зеренных границ. Очевидно для такого механизма образования микроразрушений необходимы как затрудненность локальной пластической релаксации напряжений в матрице вблизи включения, так и наличие прочных межфазных связей на границе включение-матрица, чтобы не происходило разрушение вдоль этих границ [5 - 7].

Обработка сталей давлением. Исследовано образование микроразрушений вблизи неметаллических включений в горячедеформированных сталях 08Ю, 08Т, 08Х, 08кп,

08ГСЮТФ, АЦ18ХГТ, которые подвергали прокатке или ковке в интервале температур 1200…800°С. Исследовали также стали после теплой деформации (600^0С) и холодной прокатки со степенями деформации 35…75 %. Деформацию осуществляли как в промышленных, так и в лабораторных условиях.

В процессе обработки давлением сталей вблизи включений нередко появляются микротрещины (рис. 2.12). Чаще их наблюдали после холодной и теплой деформации, после горячей деформации трещины обнаруживали в скоплениях включений. Очевидно температурно-скоростные режимы обработки давлением, определяющие соотношение и взаимодействие процессов накопления напряжений вблизи включений и их пластической релаксации, создают условия для формирования трещин. При холодной деформации включения препятствуют движению волокон матрицы и поскольку динамическое восстановление структуры не происходит, возможно появление трещин в стальной матрице в местах их торможения.



а б в

Рис. 2.12. Трещины вблизи включений $MnO{\cdot}SiO_2$ (а, в) и TiCN (б) в деформированных сталях; х500

При теплой деформации имеются условия для слабого динамического возврата, однако этого как правило недостаточно для активной пластической релаксации напряжений вблизи включений. Кроме того, теплой деформации как правило подвергают стали, трудно деформируемые в холодном состоянии и имеющие низкую пластичность, поэтому вблизи

включений в местах торможения волокон матрицы возникают трещины.

В условиях горячей деформации при обработке давлением в стальной матрице активно проходят процессы динамического восстановления структуры, поэтому вблизи включений, где эти процессы локализованы, трещины в матрице практически не возникают. Однако в скоплениях включений пластическая релаксация напряжений вследствие взаимного влияния полей напряжений может затрудняться и это вызывает появление трещин, особенно в условиях высокоскоростной деформации.

Деформация растяжением. Проанализированы особенности образования трещин в металлической матрице вблизи включений. Образцы сталей 08кп, 08Ю, 08Т, 45, R7 подвергали растяжению в вакууме при температурах 25…1100°С на установках ИМАШ-9 (скорость перемещения захватов 1680 мм/мин) и "Пластомер УЗТМ" со скоростями деформации 0,5; 2; 5; 25; 50 $с^{-1}$, которые обозначены соответственно ξ_1, ξ_2, ξ_3, ξ_4, ξ_5. Предварительно на поверхности образцов на приборе ПМТ-3 наносили базы реперных точек для определения степени деформации [5 - 7].

В матрице вблизи включений могут возникнуть как хрупкие, так и вязкие микротрещины. В случае хрупкой трещины очевидно применимо соотношение Гриффитса (с учетом критического размера включения) и пластическая деформация матрицы локализована вблизи трещины. Зарождение вязких трещин возможно при активной внутризеренной деформации в матрице, а при высоких температурах – еще и при проскальзывании вдоль межзеренных границ в матрице и межфазных границ включение-матрица. При анализе условий образования трещин в матрице вблизи включений необходимо учитывать размер включений и уровень пластичности матрицы, определяемый структурой стали, а также температурно-скоростными условиями деформации. Эти факторы определяют уровень концентрации напряжений в

матрице вблизи включения, возможность пластической релаксации этих напряжений, а также характер релаксации накопленной энергии деформации в трещину.

Трещины вблизи включений наблюдали при различных температурах деформации (рис. 2.13), причем их появлению предшествовала локализация деформации (рис. 2.13, а). Они характерны в первую очередь для включений, хорошо смачиваемых жидкой сталью и не склонных к образованию полостей в результате расслоения границ включение-матрица [5 - 7]. К таким включениям следует отнести $MnO{\cdot}SiO_2$, $FeO{\cdot}SiO_2$, SiO_2, TiCN, TiO, TiO_2, железо-марганцевые сульфиды с высоким содержанием марганца. В пластичных низкоуглеродистых сталях 08кп, 08Т, 08Ю вблизи недеформируемых включений $MnO{\cdot}SiO_2$, $FeO{\cdot}SiO_2$, SiO_2, TiCN, TiO, TiO_2 в интервале температур деформации 25-600^{0}С реже наблюдали хрупкие трещины (рис. 2.13, б - д), но чаще вязкие трещины вблизи включений (рис. 2.13, е).

Как правило, хрупкие трещины возникали вблизи остроугольных включений, где особенно велика концентрация напряжений.

Для мало пластичных железо-марганцевых сульфидов более характерным было появление вязких трещин (рис. 2.13, ж). При повышении температуры деформации до 600-700^{0}С^0 пластичность матрицы возрастает в связи с развитием рекристаллизации, кроме того силикаты проявляют пластическое поведение и возрастает пластичность сульфидных включений, поэтому существенно возрастает доля вязких трещин вблизи включений (рис. 2.13, з). В то же время наличие остроугольных включений способствует зарождению хрупких трещин (рис. 2.13, и).

При дальнейшем повышении температуры деформации в связи с интенсивными процессами динамического восстановления структуры пластичность матрицы возрастает, также увеличивается пластичность силикатов и сульфидов.

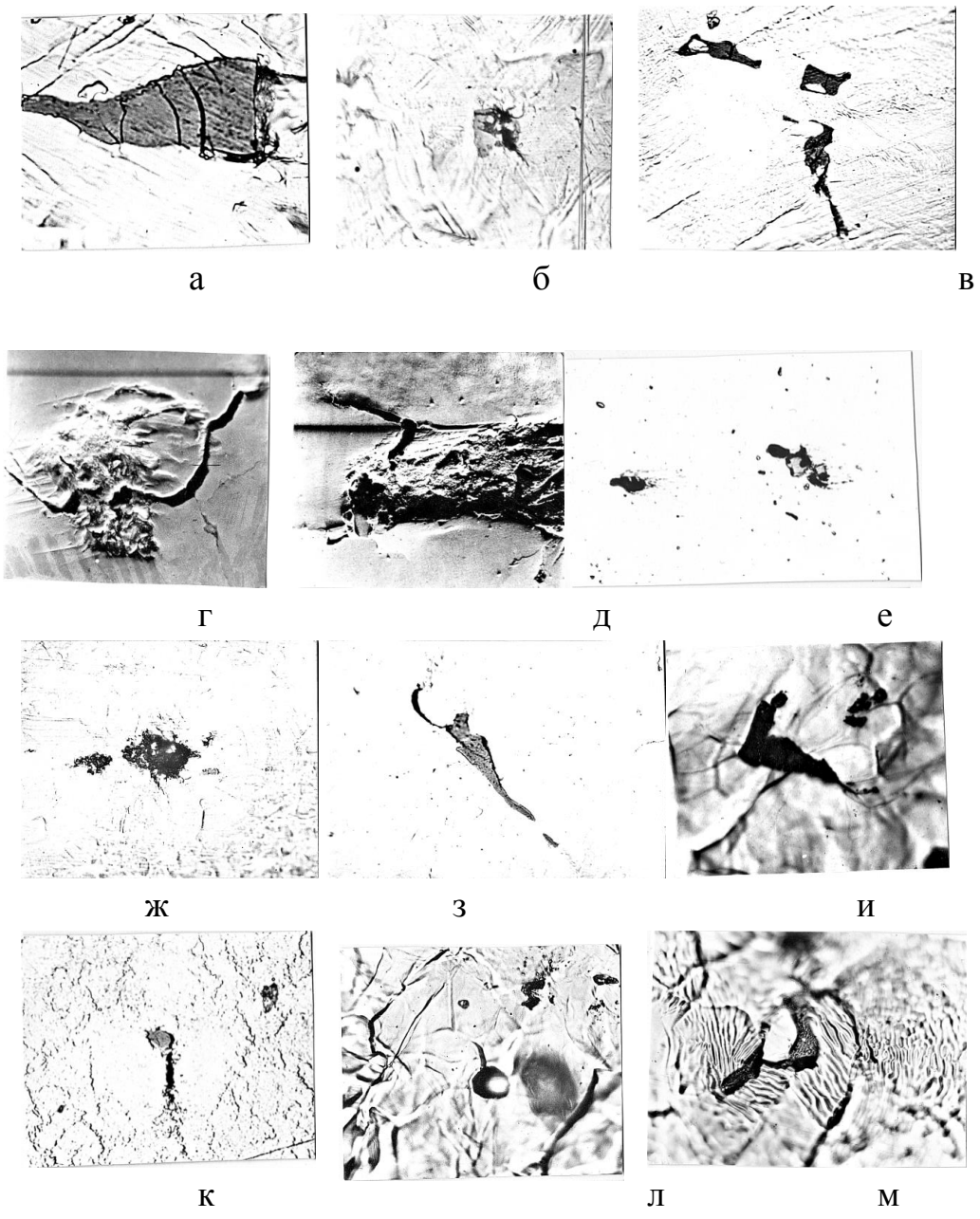


Рис. 2.13. Трещины в матрице вблизи включений $MnO{\cdot}SiO_2$ (а, в, г, д, и, у, ц), SiO_2 (л, о, р, ф, х, ч), TiCN (б, е), (Fe,Mn)S (ж, з, к, м, н, п, с, т) в сталях 08кп (а, в, ж, ф), 08Т (б,е), 08Ю (г, д, з - п, х, ч), 45 (р, с), R7 (т, у) после деформации на установке ИМАШ-9 при температурах 25 (а - д, р, ч), 600 (е, ж, т), 700 (з, и), 800 (н), 900 (к, с, у), 1000 (л, о) и 1100 ^{0}С (м, п); х600, у, ц –х1200

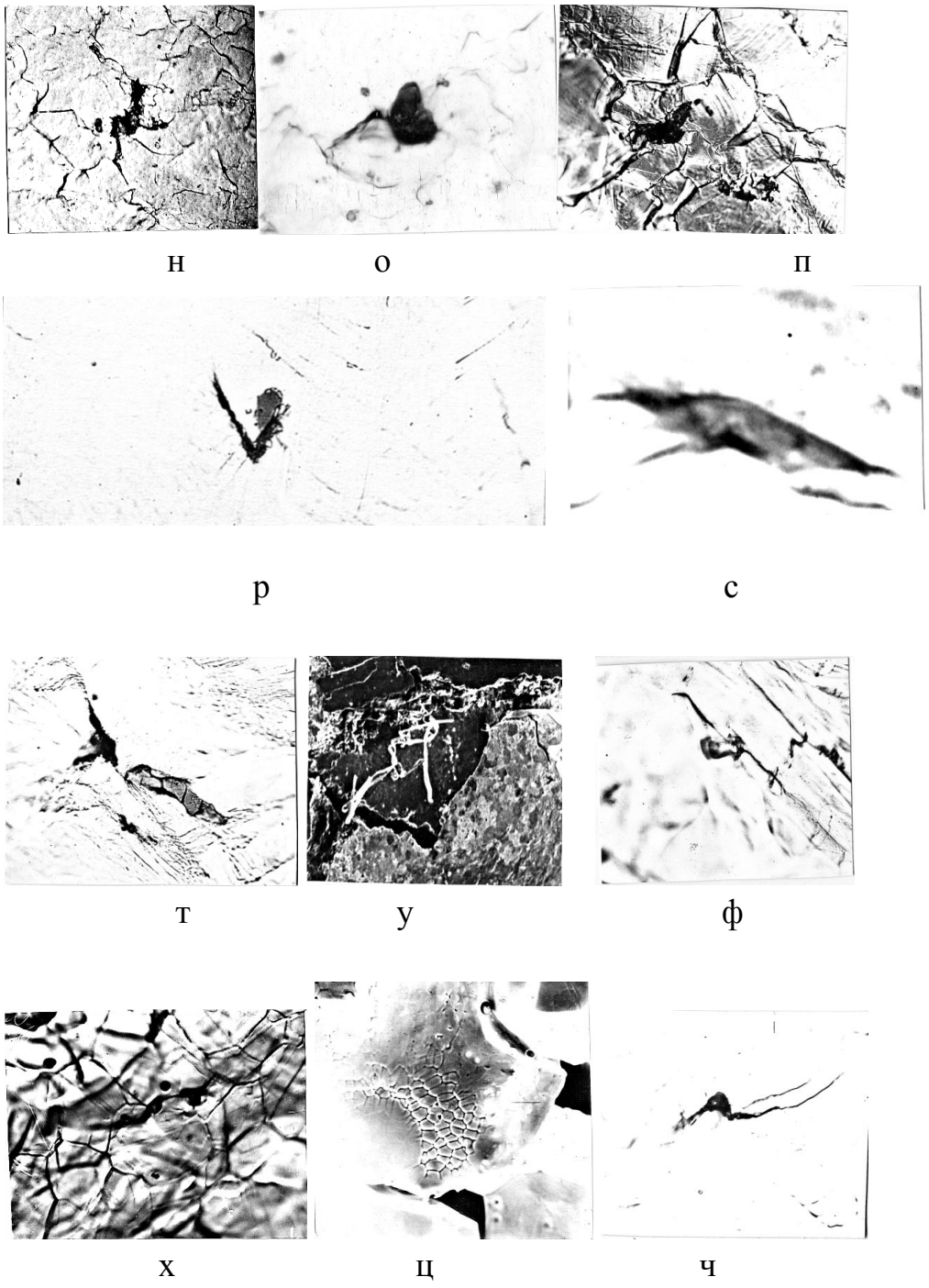


Рис. 2.13. Продолжение.

Поэтому трещины вблизи включений встречаются редко и все они имеют вязкий характер (рис. 2.13, к - м, о, п). В интервале температур полиморфного превращения в матрице [5

- 7], когда пластичность матрицы, находящейся в двухфазном состоянии, резко падает, наблюдали хрупкие трещины вблизи включений (рис. 2.13, н).

При деформации сталей 45 и R7 вблизи включений также происходила локализация деформации и возникали трещины (рис. 2.13, т - у). Следует отметить, что в этих сталях доля хрупких трещин вблизи включений при температурах холодной и теплой деформации была существенно выше, чем в сталях типа 08, что связано с различным уровнем пластичности металлической матрицы; при горячей деформации в аустенитной области эта разница не была столь очевидной.

Интересно отметить, что хрупкие трещины вблизи включений возникали как вследствие локализации деформации в зерне (рис. 2.13, а - м, о - р, т), так и в местах стыков включений с зеренными границами (рис. 2.13, н, с, ф, х). Эти границы при низких температурах не принимают участия в деформации и в местах их стыков с включениями возникают «всплески» концентраций напряжений, что провоцирует зарождение трещин вблизи включений и облегчает их рост вдоль зеренных границ металлической матрицы. При высокотемпературной деформации такие стыки также способствуют облегчению зарождения хрупких трещин вблизи включений, но в процессе роста этих трещин вдоль зеренных границ вследствие развития проскальзывания [5 - 7] происходит их трансформация в вязкие трещины вследствие пластической релаксации напряжений в границах (рис. 2.13, с). Вязкие трещины, которые возникают в результате локализации деформации в матрице вблизи включений также могут быть связаны с зеренными границами, которые образуют стыки с включениями. Развитие вязких трещин зависит от температуры деформации, определяющей пластическое поведение этих границ. При низких температурах, когда зеренные границы не принимают участия в деформации, либо в случае низкой пластичности матрицы продолжение вязкой трещины в зеренную границу сопровождается ее

трансформацией в хрупкую трещину (рис. 2.13, н, ф). В процессе высокотемпературной деформации развитие проскальзывания облегчает распространение вязких трещин вдоль зеренных границ (рис. 2.13, х, ц).

Таким образом, наличие стыков зеренных границ с включениями облегчает образование и развитие трещин при любых температурах деформации, но в процессе их роста вдоль таких границ может изменяться характер трещин с хрупкой на вязкую либо наоборот. Что касается межфазных границ в металлической матрице (феррит-перлит, феррит-цементит в перлите), то если эти границы образуют стыки с включениями, это как правило, вызывает появление хрупких трещин, которые легко распространяются вдоль указанных границ (рис. 2.13, у). На зарождение трещин в матрице вблизи включений при высокотемпературной деформации оказывает влияние проскальзывание вдоль границ включение-матрица [5 - 7]. Этот процесс является одним из механизмов пластической релаксации напряжений наряду с динамическим восстановлением деформированной структуры в зернах и проскальзыванием вдоль зеренных границ аустенита. Поэтому при температурах деформации 1000…1100^{0}С хрупкие трещины даже вблизи недеформируемых включений практически не встречаются.

Проведен количественный анализ параметров образования трещин в матрице вблизи включений. Данные, приведенные в табл. 2.2 позволили обозначить температурные интервалы образования хрупких и вязких трещин в матрице вблизи включений в изучаемых сталях. В некоторых случаях можно говорить о температурах хрупко-вязкого перехода при образовании трещин в матрице вблизи включений, связанного с изменением пластичности включений и (или) матрицы. Трещины зарождаются вблизи включений, размер которых больше некоторого критического, зависящего от типа включения, структуры матрицы, а также температуры

деформации, определяющей уровень пластичности матрицы и включения, тип трещины, характер влияния зеренных и межфазных границ на обсуждаемое явление (табл. 2.2).

Анализ результатов, приведенных в табл. 2.2 показал, что величины критических размеров включений $Д_{кр}$ для данного вида микроразрушений близки к таковым для случаев образования полостей на границах включение-матрица и трещин во включениях [5 - 7]. При температурах холодной и теплой деформации значения $Д_{кр}$ практически не изменяются в связи с незначительным повышением пластичности матрицы для всех видов включений. При более высоких температурах деформации чем она выше, тем меньше значение $Д_{кр}$ в связи с повышением уровня пластичности матрицы и развитием проскальзывания вдоль границ включение-матрица. Увеличению $Д_{кр}$ способствует пластическое поведение сульфидов (Fe,Mn)S при разных температурах деформации, а также силикатов $MnO{\cdot}SiO_2$, $FeO{\cdot}SiO_2$ при температурах деформации выше 600^0C [5, 7].

Таблица 2.2

Значения критических размеров включений $Д_{кр}$, мкм (числитель) и критических степеней деформации $\varepsilon_{кр}$, % (знаменатель), при которых образуются трещины в матрице вблизи включений (растяжение на установке ИМАШ)

Включение, сталь, тип трещины	Температура деформации, ^{0}C							
	25	500	600	700	800	900	1000	1100
$MnO{\cdot}SiO_2$, 08кп, хрупк	9 / 2	9 / 3	12 / 3	-	16 / 3	-	-	-
вязкая	13/ 10	12/ 12	16/ 38	21/ 35	21 / 18	34/ 30	35 /38	-
SiO_2, 08кп хрупкая	7 / 2	7 / 2	8/ 3	12 / 5	12 / 3	-	-	-
	10/	10/	12/	17/	17 /	21/	24	26

вязкая	12	12	16	20	12	24	/31	/38
TiCN, 08Т хрупкая	8 / 3	8 / 3	11 / 3	12 / 4	12 / 3	-	-	-
вязкая	12/ 10	12/ 12	14/ 12	16/ 20	19 /10	19/18	23/26	25/32
(Fe,Mn)S, 08кп, хруп	-	-	-	-	20/6	-	-	-
вязкая	16/ 25	17/ 26	23/ 30	27 / 32	26/20	-	-	-
SiO_2, 45 хрупкая	16 / 2	16 / 3	19 / 3	9 / 3	10 / 2	-	-	-
вязкая	-	-	-	12/13	12/7	14/15	15/21	16/28
(Fe,Mn)S, 45, хруп	7 / 6	7 / 7	8 / 7	-	13 / 4	-	-	-
вязкая	10/ 16	10/ 16	13/ 18	21 / 22	14/15	-	-	-
$MnO{\cdot}SiO_2$, R7, хруп	6 / 2	6 / 3	8 / 3	8 / 3	9 / 2	-	-	-
вязкая	-	-	-	15/12	15/4	16/15	19/21	-
TiCN, R7 хрупкая	6 / 2	6 / 2	8 / 3	8 / 3	8 / 2	12 / 5	-	-
вязкая	-	-	-	-	-	14/12	20/15	22/23

Для каждого типа изученных включений значения $Д_{кр}$ при одной и той же температуре деформации значительно меньше в случае образования хрупких трещин в матрице по сравнению с вязкими трещинами (последние значения близки к таковым для образования полостей вдоль границ включение-матрица и трещин во включениях [5 - 7]). В случаях хрупких трещин в матрице значения $Д_{кр}$ при одинаковых температурах деформации близки как в пределах каждой группы сталей 08 и среднеуглеродистых сталей, так и между группами изученных сталей. Для вязких трещин наблюдаются существенные различия значений $Д_{кр}$, что обусловлено различием

пластического поведения включений и стальной матрицы при разных температурах деформации сталей.

Трещины в матрице вблизи включений появляются при достижении определенной (критической) степени деформации [5 - 7]. Для данного вида микроразрушений (хрупкие и вязкие трещины) четко просматривается влияние температуры деформации, определяющей уровень пластичности включений и матрицы, а также возможность протекания динамического восстановления ее структуры, пластического поведения границ зерен и границ включение-матрица (табл. 2.2). Для хрупких трещин вблизи включений при повышении температуры деформации для всех видов включений и исследованных сталей величина $\varepsilon_{кр}$ в интервале температур деформации 25…600^{0}С практически не меняется, поскольку пластичность стальной матрицы изменяется незначительно. При более высоких температурах (600…750^{0}С) она несколько возрастает в связи с появлением признаков рекристаллизации и особенно в связи с проявлением пластичности силикатных включений и увеличением пластичности сульфидов. При температурах 900…1100^{0}С хрупкие трещины вблизи включений в сталях типа 08 не наблюдали в связи с увеличением пластичности матрицы, однако в среднеуглеродистых сталях такие случаи встречались вблизи недеформируемых включений. В интервале температур полиморфного превращения в матрице хрупкие трещины возникали вблизи включений с разным уровнем пластичности. Для вязких трещин вблизи включений при повышении температуры деформации для всех видов включений и исследованных сталей величина $\varepsilon_{кр}$ возрастает вначале незначительно (25…600^{0}С), поскольку пластичность стальной матрицы практически не изменяется. При более высоких температурах она возрастает более существенно (600…750^{0}С) в связи с появлением признаков рекристаллизации, проявлением пластичности силикатных включений и увеличением пластичности сульфидов. При дальнейшем повышении

температуры до 750…800^{0}С наблюдаются провалы значений $\varepsilon_{кр}$ в связи с резким снижением пластичности матрицы [5 - 7], однако при температурах 900…1100^{0}С происходит существенный рост величин $\varepsilon_{кр}$, что объясняется интенсивным развитием процессов динамического восстановления структуры деформированной матрицы и проскальзыванием вдоль зеренных границ и границ включение-матрица. Сравнительный анализ показал, что для хрупких включений в матрице значения $\varepsilon_{кр}$ существенно ниже, чем для вязких трещин во всех изученных сталях для одного и того же типа включения и температуры деформации. Эти величины для вязких трещин близки к значениям $\varepsilon_{кр}$ к таковым для случаев образования полостей на границах включение-матрица и трещин во включениях [5 - 7]. Поскольку пластичность среднеуглеродистых сталей ниже, чем сталей типа 08 при всех изученных температурах, величины $\varepsilon_{кр}$ для вязких трещин были меньше в случаях сталей 45 и R7.

Данные о значениях $\varepsilon_{кр}$ в таблице 3.6 приведены для случаев образования хрупких и вязких внутризеренных трещин вблизи включений. При наличии стыков включений с зеренными границами последние, как было показано выше, способствуют зарождению хрупких либо вязких трещин в зависимости от типа стали и включения, а также температуры деформации. Как правило, величины $\varepsilon_{кр}$ при температурах деформации 25 …800^{0}С, когда не происходит проскальзывание вдоль границ зерен матрицы, для хрупких трещин вблизи включений меньше в среднем на 30%, для вязких – меньше на 20% от значений $\varepsilon_{кр}$ при образовании внутризеренных трещин в матрице вблизи включений. При более высоких температурах (900…1100^{0}С) проявляется активная роль проскальзывания вдоль зеренных границ матрицы в пластической релаксации напряжений вблизи включений. При этом хрупкие трещины вблизи включений не возникают, а значения $\varepsilon_{кр}$ для зарождения вязких трещин в стыке зеренной границы с включениями уменьшаются на 50…70% по сравнению со значениями этого

показателя при образовании внутризеренных трещин в матрице вблизи включений при соответствующей температуре деформации.

Развитие микроразрушений в матрице вблизи включений происходит в три стадии. На первой стадии хрупкие либо вязкие трещины зарождаются вблизи включений вследствие локализации деформации и концентрации напряжений. Вторая стадия связана с ростом трещин до определенного критического размера. Очевидно, эта стадия более четко выражена у вязких трещин, поскольку хрупкие трещины растут практически мгновенно. На третьей стадии трещины распространяются в матрицу - в зерно либо вдоль зеренных и межфазных границ феррит-перлит (рис. 2.13, ч). Данные исследования не позволили определить количественные условия трансформации хрупких трещин вблизи включений в вязкие трещины (и наоборот) в процессе их развития; однако обозначены причины таких трансформаций.

Скорость деформации. Скорость деформации способствует изменению характера пластической деформации и развития микроразрушений в стали при различных температурах [5, 6]. Анализ показал, что скорость деформации практически не влияет на критические размеры включений при образовании хрупких и вязких трещин в матрице вблизи включений.

Величина критической степени деформации, при достижении которой возникают хрупкие и вязкие трещины в матрице вблизи включений зависит от скорости деформации и температуры (табл. 2.3). Для хрупких трещин значения $\varepsilon_{кр}$ ниже при всех скоростях деформации, чем для вязких трещин у каждого типа включений. При 25°С с увеличением скорости деформации критическая степень деформации для образования хрупких трещин в матрице вблизи включений различных типов монотонно уменьшается в связи с интенсификацией пластической деформации и развитием упрочнения. В случае вязких трещин также наблюдается монотонное уменьшение

величины $\varepsilon_{кр,}$ хотя эти значения выше, чем для хрупких трещин. При 600°С в случае недеформируемых включений TiCN при переходе от ξ_2 к ξ_3 наблюдается скачок значений $\varepsilon_{кр}$, который более выражен в случаях вязких трещин. Это позволяет разделить скорости деформации на две группы. При ξ_1 и ξ_2, когда успевает проходить динамическое разупрочнение стали и повышается ее пластичность**,** критическая степень деформации выше, чем при 25°С и соответствующих скоростях деформации. В интервале скоростей $\xi_3 \ldots \xi_5$ деформации для динамического разупрочнения времени не достаточно и критическая степень деформации резко падает. При данной температуре повышаются значения $\varepsilon_{кр}$ еще и в связи с проявлением пластичности силикатов и повышении пластичности сульфидных включений. Повышение скорости деформации способствует появлению вязких трещин вблизи пластичных силикатов.

При 900°С наблюдается скачок $\varepsilon_{кр}$ при переходе от ξ_4 к ξ_5 **.** При скоростях деформации $\xi_1 \ldots \xi_4$ динамическое разупрочнение проходит более интенсивно, чем при 600°С, что приводит к возрастанию величины критической степени деформации. Повышение скорости деформации до ξ_5 , приводит к интенсификации упрочнения и уменьшению времени для протекания рекристаллизации, поэтому величина критической степени деформации уменьшается. С увеличением скорости деформации проявляется тенденция к образованию хрупких трещин вблизи включений. При 1100°С и всех скоростях деформации разупрочнение успевает пройти, однако с повышением скорости деформации оно идет в меньшей степени, что проявляется в монотонном изменений критической степени деформации. С увеличением скорости деформации проявляется тенденция к образованию хрупких трещин вблизи включений. На критическую степень деформации сталей влияет также температура испытания при каждом значении ξ.

Таблица 2.3.

Влияние скорости деформации на критическую степень деформации
сталей при различных температурах деформации

Включение, сталь, тип трещины, 25^0C		Скорость деформации, c^{-1}				
		0,5	2	5	25	50
TiCN, 08Т	хр	3	3	2	1	1
	вяз	10	7	5	4	4
(Fe,Mn)S, 45	хр	6	5	3	2	2
	вяз	16	11	8	5	4
$MnO{\cdot}SiO_2$, R7	хр	2	2	2	1	1
	вяз	-	-	-	-	-

Включение, сталь, тип трещины, 600^0C		Скорость деформации, c^{-1}				
		0,5	2	5	25	50
TiCN, 08Т	хр	3	3	1	1	1
	вяз	12	11	5	4	4
(Fe,Mn)S, 45	хр	7	7	2	2	2
	вяз	18	16	8	7	5
$MnO{\cdot}SiO_2$, R7	хр	3	13	7	4	3
	вяз	-	16	8	8	4

Включение, сталь, тип трещины, 900^0C		Скорость деформации, c^{-1}				
		0,5	2	5	25	50
TiCN, 08Т	хр	-	-	9	7	2
	вяз	18	18	16	14	8
(Fe,Mn)S, 45	хр	-	-	9	8	5
	вяз	-	-	15	13	7
$MnO{\cdot}SiO_2$, R7	хр	5	10	14	12	3
	вяз	12	24	21	12	5

Включение, сталь, тип трещины, 1100^0C		Скорость деформации, c^{-1}				
		0,5	2	5	25	50
TiCN, 08Т	хр	-	-	-	14	12
	вяз	32	36	28	21	15
(Fe,Mn)S, 45	хр	-	-	-	5	4
	вяз	-	-	-	16	7
$MnO{\cdot}SiO_2$, R7	хр	-	-	12	9	4
	вяз	-	-	22	17	8

Полученные данные связаны с тем, что изменение температуры влияет на физическую природу процесса пластической деформации сталей. При одновременном изменении скорости и температуры деформации наблюдается разное соотношение между скоростями упрочнения и динамического разупрочнения, которое может проходить или не успевает пройти. Чем больше скорость деформации и ниже температура, тем интенсивнее проходит упрочнение стальной матрицы. Степень разупрочнения стальной матрицы тем больше, чем больше времени на его прохождение, т.е. чем меньше скорость деформации и выше температура. Эти закономерности отражаются на пластичности сталей, изменение которой объясняет характер изменения величины критической степени деформации, необходимой для образования хрупких либо вязких трещин в матрице вблизи включений при разных скоростях и температурах деформации. Чем больше скорость деформации и ниже температура, тем меньше величина критической степени деформации. Скорость роста трещин вблизи включений зависит от температуры и их типа. Хрупкие трещины растут почти мгновенно при всех температурах деформации. Скорость роста вязких трещин при 25°С возрастает с увеличением скорости деформации. При 600 и 900°С выделяются две группы скоростей деформации, влияющих по-разному на скорость роста вязких трещин, в зависимости от

того, успевает или нет проходить разупрочнение матрицы. При ξ_1, ξ_2 для 600°С и $\xi_1 \ldots \xi_4$ для 900°С скорость роста вязких трещин вблизи включений значительно меньше, чем при 25°С вследствие пластической релаксации напряжений. В интервале $\xi_3 \ldots \xi_5$ для 600°С и при ξ_5 для 900°С скорости роста вязких трещин достаточно высоки, но меньше, чем при 25°С. При 1100°С и всех скоростях деформации скорость роста полостей существенно меньше, чем при более низких температурах; очевидно сказывается роль проскальзывания вдоль границ включение-матрица, способствующего пластической релаксации напряжений вблизи включений.

Таким образом, условия деформации определяют возможность пластической релаксации напряжений в матрице вблизи включений. При этом большую роль играют соотношения процессов деформационного упрочнения и динамического разупрочнения стальной матрицы, а также соотношения между модулями сдвига включения, матрицы и межфазной границы включение-матрица [5, 6], определяющие условия преобразования энергии накопленной деформации в зарождение разрушения и тип трещины в матрице вблизи включения. При высокотемпературной деформации следует также учитывать роль проскальзывания вдоль зеренных границ в матрице и межфазных границ включение-матрица, что оказывает влияние на релаксационные процессы и условия зарождения трещин, а также их трансформации в процессе роста вблизи включений.

2.3. Разрушение межфазных границ включение-матрица при деформации сталей

Все известные механизмы разрушения металлов и сплавов предполагают развитие предшествующей пластической деформации. Влияние включений на разрушение стали определяется изменениями, которые они могут внести в

известные механизмы деформации и разрушения, а также формирование микроразрушений. Включения способствуют локализации деформации независимо от механизма ее развития путем взаимодействия с движущимися в плоскостях скольжения дислокациями, тормозя движение двойников, изменяя ширину двойников и двойниковых прослоек, тормозя миграцию границ зерен, способствуя возникновению пластических ротаций и проскальзывания вдоль межфазных границ включение-матрица (см. гл. 1.2). Образование трещин и полостей вблизи включений нельзя описать в рамках линейной теории индивидуальных дислокации, так как это результат коллективного взаимодействия большого ансамбля дислокаций.

Несмотря на внешнее разнообразие механизмов образования микроразрушений и микроструктуры матрицы вблизи включений при различных температурах, установлен ряд общих закономерностей [5 - 7, 59 - 63]. Энергия деформации, скопившаяся у включений, может быть затрачена на локальное пластическое течение или разрушение - это зависит от температурно-скоростных условий испытаний. Разрушение может происходить путем образования трещин во включении или в матрице, либо путем расслоения вдоль поверхности раздела включение-матраца. Для формирования микроразрушений вблизи включений необходимо образование волн деформации, имеющих длину, соизмеримую с размером включения $Д_в$. При отражении таких волн от соседних включений и зеренных границ возникают встречные сдвиги и повороты структурных элементов, а при достижении в этих зонах критического уровня возбуждения происходит своего рода фазовый переход [5], связанный с распадом на микрозоны с релаксированными напряжениями и микротрещину, как избыточный объем. Анализ уравнений, описывающих поворотные моды первичного и множественного скольжения [5], показывает, что если аккомодационные повороты полностью компенсируют материальные повороты первичного скольжения,

то деформация вблизи включения будет происходить без нарушения сплошности, а уравнение пластичности будет иметь вид

$$(rotS^a)^\mu = V(rotR^a)^\mu \qquad (2.20)$$

или $$\frac{\partial R^{a\mu}}{\partial t} - \frac{V}{c_t^2}\cdot\frac{\partial S^{a\mu}}{\partial t} - Vf^{abc}([A^d \cdot R^c]^\mu - [A^в \cdot S^c]^\mu - \frac{V}{Д_в^2} J^{a\mu} = 0 \qquad (2.21)$$

Уравнение (4.37) содержит механизмы релаксации градиентов компонентов тензора изгиба-кручения $\partial R_\mu^a / \partial t$ (аккомодационное множественное скольжение, самоорганизация внутренних релаксационных потоков, кристаллографический поворот микрообъемов материала). Если эти механизмы не реализуются, но идет первичное скольжение и сопровождающий его материальный поворот, возникает микроразрушение. Поэтому синергетический критерий прочности определяется условиями

$$\partial R_\mu^a / \partial t \rangle 0 \qquad (2.22)$$

$$rotR_\mu^a = 0 \qquad (2.23)$$

Действительно, образованию микроразрушений вблизи включений всегда предшествует первичное скольжение, что соответствует условию (2.22), а если подавляются пластические аккомодационные повороты (2.23), то в зоне первичного скольжения реализуется фрагментация и микроразрушение возникает как кристаллографический аккомодационный поворот, причем, согласно [52], в голове микротрещины имеется сильновозбужденная зона материала, связанная с затрудненностью пластических сдвигов и некристаллографическим характером распространения первичного скольжения.

Расслоение границ включение-матрица для включений различных типов исследовали при деформации растяжением, сжатием, изгибом образцов из различных сталей [5, 7, 64 - 71].

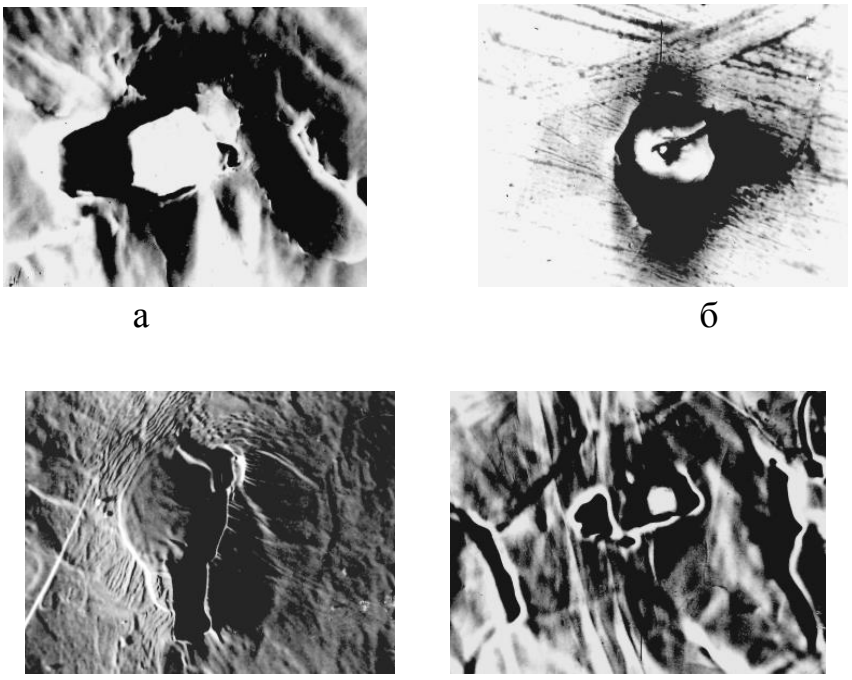
Образцы стали 08Ю подвергали растяжению, сжатию и изгибу, стали НБ-57 - растяжению и сжатию, сталей 08кп, 08Х, АЦ45Х, АЦ18ХГТ, ШХ15 - растяжению в вакууме при температурах 20…1200°С на установках Инстрон-1195 и ИМАШ-5С-65 со специальными захватами, скорость перемещения которых составляла 20 мм/мин. Размеры микроразрушений определялись по микрофотографиям, снятым на инструментальном микроскопе БМИ-1. При этом учитывали изменение размеров трещин и полостей при охлаждении в результате термического сжатия путем введения поправочного коэффициента; при этом определяли среднеквадратичные ошибки и доверительные интервалы [5 - 7].

Определяли также коэффициенты влияния включений на развитие разрушения стали [58]: $K_N=N_в/N_{общ}$; $K_L=L_в/L_{общ}$; $K_n=n_{тр}/n_{общ}$; (где $N_в$ и $L_в$ - соответственно количество и длина микротрещин, связанных с включениями; $N_{общ}$ и $L_{общ}$, - общее количество и длина микротрещин; $n_{тр}$ и $n_{общ}$ - соответственно количество включений, связанных с трещинами и общее количество включений на площади шлифа, равной 30 мм^2).

Для изучения влияния скорости деформации на микроразрушения вблизи включений образцы стали 08Ю подвергали растяжению в вакууме при температурах 25…1100°С на установке "Пластометр УЗТМ" со скоростями деформации 0,5; 2; 5; 25; 50 с$^{-1}$, которые обозначены соответственно ξ_1, ξ_2, ξ_3, ξ_4, ξ_5. Предварительно на поверхности образцов на приборе ПМТ-3 наносили базы реперных точек для определения степени деформации. Кроме того, образцы сталей 08Ю, 08кп, 08Х, 14Х2ГМР, НБ-57, 60Г, ЭЗ. 08ГСЮТФ подвергали динамическому нагружению по схеме метания тонкой пластины. Давление по расчету достигало 80 ГПа, скорость деформации 100 с$^{-1}$, время воздействия $1{,}5\cdot10^{-6}$ с.

Механизм образования микроразрушений зависит от типа включения, степени его пластичности, состава и структуры стальной матрицы, температуры, строения межфазной границы.

Существует большая группа включений в сталях (корунд, шпинели), склонных к образованию полостей путем декогезии межфазных границ [5 - 7]. В стали 08Ю полости образуются вблизи недеформируемых включений корунда Al_2O_3 , шпинелей $MnO \cdot Al_2O_3$, $FeO \cdot Al_2O_3$ (рис. 2.14), размер которых больше некоторого критического, зависящего от температуры (рис. 2.15, а, кр. 1). Это обусловлено тем, что зона локальной пластической деформации и уровень напряжений у поверхности включения зависят от размера включения. Поэтому крупные включения разрушаются при более низких степенях деформации образца, чем мелкие, и у крупных включений раньше образуются полости.



а б в г

Рис. 2.14. Полости вблизи включений Al_2O_3 и $MnO \cdot$ Al_2O_3 в стали 08Ю при разных температурах: а - 20°С; б - 600°С; в - 900°С; г - 1100°С; х 600

При температурах 600…700°С пластичность матрицы увеличивается в связи с развитием рекристаллизации и

критическая деформация $\varepsilon_{кр}$ возрастает. В двухфазном феррито-аустенитном состоянии (730…900°С) критическая деформация $\varepsilon_{кр}$ уменьшается, а затем с повышением температуры от 900°С и выше увеличивается. Интервал деформаций, лежащих между кривыми 2 и 3 (заштрихованная область на рис. 2.15, а), для каждой температуры характеризует состояние, когда процесс развития разрушения контролируется включениями.

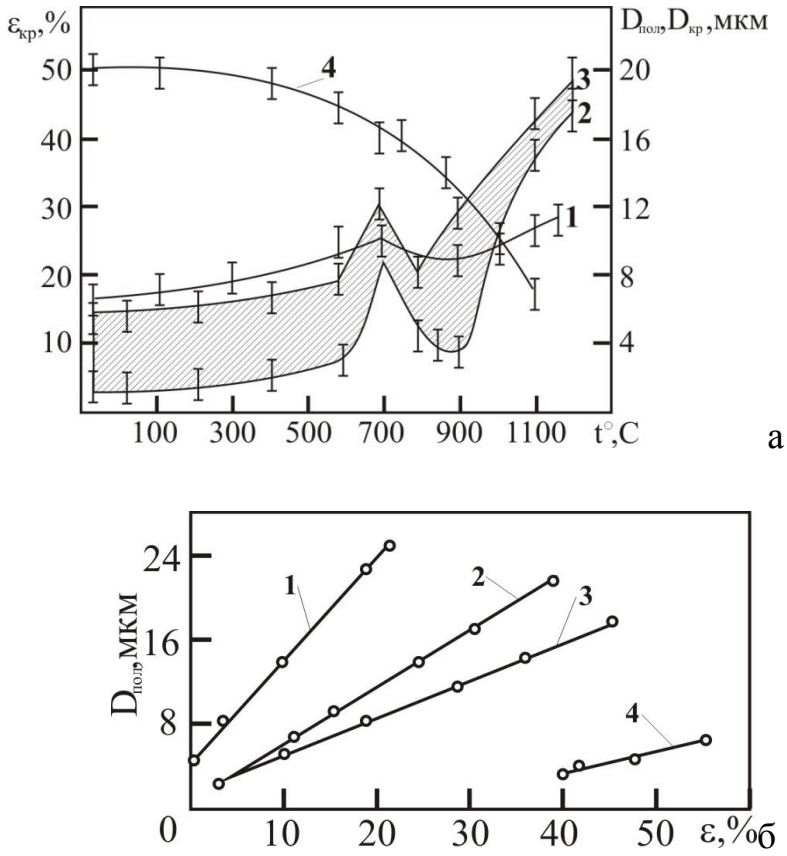


Рис. 2.15. Влияние температуры на критические размеры включений (1) и степень деформации, при которой полости возникают вблизи включений (2) и вдали от них (3), а также размер полости у включения Al_2O_3 диаметром 20 мкм (4) (а), изменение размера полости у включения Al_2O_3 в процессе деформации при температурах 25 (1), 600 (2), 900 (3), 1100°С (4) (б).

С повышением температуры уменьшается интервал деформаций, в котором проявляется вредное влияние включений.

Образование полостей вблизи включений - это возникновение трещин непосредственно на межфазных границах в результате их расслоения. Этот процесс связан с подходом к включению решеточных дислокаций. Здесь возможны два механизма. У включения возникают дислокационные петли, которые отталкиваются от него под действием сил изображения. Сдвиговые напряжения выталкивают первую дислокацию непосредственно на поверхность раздела и включение отделяется от матрицы на расстояние, равное величине вектора Бюргерса этой дислокации. Вывести дислокацию на поверхность могут только достаточно высокие сдвиговые напряжения. Гидростатическое давление препятствует отслоению включений. Выход следующих дислокаций на поверхность и их слияние приводят к формированию полости. Зарождение полости вызывает значительное снижение сил отображения и их исчезновение, поскольку поверхность полости притягивает дислокации и это способствует росту полости.

Второй механизм образований полости на границе включение-матрица связан с подходом решеточных дислокации к включению и вхождением их в межфазную границу с образованием дислокаций ориентационного несоответствия, которые представляют одну супердислокацию с вектором Бюргерса $\bar{в} = N в_i$. Краевая компонента вектора Бюргерса супердислокации создает в межфазной границе большие внутренние растягивающие напряжения, которые обусловлены расклинивающим воздействием экстраплоскостей. Возможна их пластическая релаксация, если высока когезивная прочность границы включение-матрица и у включения накапливается

пластическая деформация критической величины $\varepsilon_{кр} = N\text{в}_i / \ell$, ($\ell$ - расстояние между плоскостями скольжения).

Возможен также механизм, когда клин экстраплоскостей инициирует хрупкую трещину, раскрывающуюся вдоль строго определенных кристаллографических плоскостей спайности, непрерывность которых у включений нарушается, или в той плоскости, которая содержит дислокации ориентационного несоответствия. Критический размер трещины $\ell_{тр}$ при этом:

$$l_{тр} = \frac{1}{8\pi} \frac{(1+\nu_{мф})}{(1-\nu_{мф})} \frac{G_{мф}}{\gamma_{тр}} (Nb_i)^2 \qquad (2.24)$$

где $\nu_{мф}$ и $G_{мф}$ - соответственно коэффициент Пуассона и модуль сдвига межфазной границы; $\gamma_{тр}$ - поверхностная энергия трещины.

Величина $\ell_{тр}$ зависит от когезивной прочности межфазной границы. При снижении когезивной прочности границы уменьшается $\ell_{тр}$. Раскрытие трещины в границе включение-матрица неизбежно сопровождается релаксационными процессами, в результате клиновидная трещина может затупляться и превращаться в полость, вязкое же зарождение трещины может сопровождаться хрупким раскрытием.

Представленный выше механизм образования полостей приемлем для низких температур деформации. При высоких температурах в процессе формирования трещин и полостей большую роль играет проскальзывание вдоль границы включение-матрица [5, 7, 65], поскольку значительная часть макроскопической деформации локализуется на межфазных и зеренных границах. Развитые граничные сдвиги на поверхности включение-матрица приводят к формированию скоплений межфазных дислокаций в границах, вызывающих локальные растягивающие напряжения (по типу супердислокаций). Количество межфазных дислокаций N в скоплении длиной $\ell_{мф}$ связано с действием внешнего напряжения $\sigma_{внеш.}$ и напряжения трения в плоскости границы $\sigma_{тр.}$ (аналогично с границами зерен [33]):

$$N = (1-\nu_{мф})(\sigma_{внеш.} - \sigma_{тр.})\ell_{мф} / \sigma_{мф} \cdot в_i$$

(2.25)

Сила, действующая на головную межфазную дислокацию

$$F = N(\sigma_{внеш.} - \sigma_{тр.})в_i = (1-\nu_{мф})(\sigma_{внеш.} - \sigma_{тр.})^2 \ell_{мф} / G_{мф} \qquad (2.26)$$

Для межфазной хрупкой трещины величина критического напряжения

$$\sigma_{кр} = \sigma_0 + \sqrt{2(1-\nu_{мф})G_{мф}\gamma_{тр} / l_{мф}} \qquad (2.27)$$

Для вязких трещин (полостей) этот механизм скопления межфазных дислокаций при проскальзывании также приемлем, а энергия дислокации несоответствия полностью переходит в поверхностную энергию полости $\gamma_п$. Согласно [33] элементарное приращение длины полости пропорционально отношению энергии N дислокаций к двойной величине $\gamma_п$, а критическая деформация

$$\varepsilon_{кр} \approx \gamma_п / G_{мф} \cdot в_i \qquad (2.28)$$

Релаксационные процессы способствуют замедлению роста трещин и полостей и увеличивают $\varepsilon_{кр}$. Очевидно напряжения, возникающие в границах включение-матрица в процессе проскальзывания (рис. 2.16, а), способствуют расслоению этих границ с образованием полостей (рис. 2.16, б). В зависимости от соотношения скоростей упрочнения и динамического разупрочнения границ включение-матрица, а также уровня их когезионной прочности, в рассматриваемых границах по-разному происходят релаксационные процессы. Накопленная энергия деформации проскальзыванием может расходоваться на формирование полостей, однако если не успевает проходить нарушение когезионного сцепления решеток включения и стальной матрицы, например, при высоких скоростях деформации, эта энергия уходит в образование хрупких трещин, исходящих из этих границ и распространяющихся как во включение, так и в матрицу независимо от степени пластичности неметаллического включения (рис. 2.16, в, г).

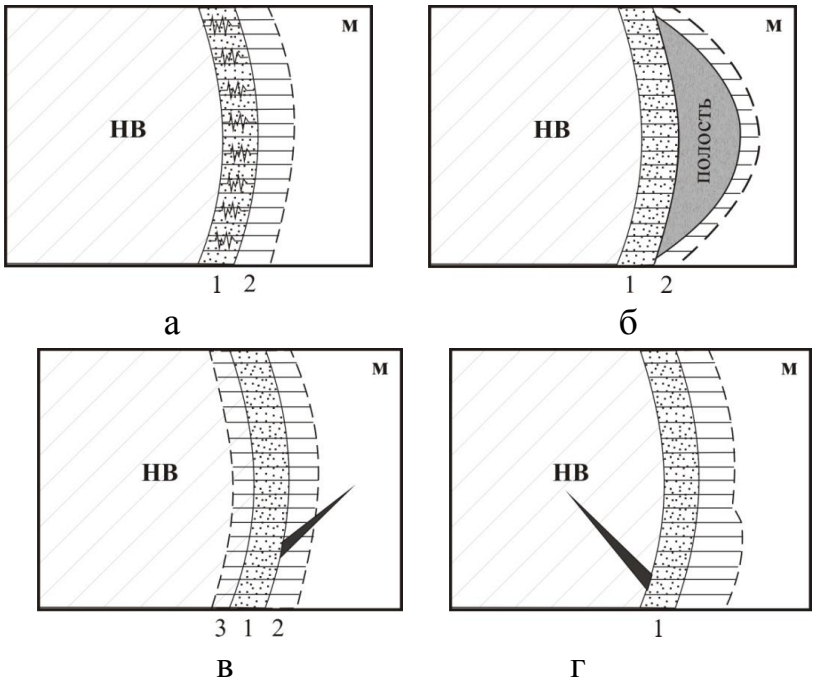


Рис. 2.16. Схемы трансформации границ включение-матрица при высокотемпературной деформации и образовании микроразрушений: 1 – граница включение-матрица, 2 – зона приграничной деформации в матрице, 3 - зона приграничной деформации во включении

При высоких температурах проскальзывание на границах включение-матрица взаимодействует с внутризеренным скольжением и межзеренным проскальзыванием [5, 7]. В случае недеформируемого включения решеточные дислокации, движущиеся к включению, захватываются межфазной границей и некоторое время могут принимать участие, наряду с межфазными дислокациями границы, в развитии межфазного проскальзывания.

Блокировка проскальзывания и внутризеренного скольжения на каком-то этапе неизбежна в связи с накоплением дефектов в границе и вблизи нее, что приводит к появлению полости. Если включение пластично, то на границу раздела с матрицей поступают решеточные дислокации из обеих

пластичных фаз, которые в случае захвата их границей принимают участие в развитии проскальзывания. На определенном этапе деформации решеточные дислокации с обеих сторон блокируются границей раздела и образуется полость.

Если включение находится на границе зерен, полость возникает в результате совместного скольжения в матрице и проскальзывания вдоль зеренной и межфазной границы. Граничные и внутризеренные дислокации блокируются включением и происходит взаимодействие полей напряжений в дислокационном скоплении. В этом случае эффективная длина дислокационного скопления ℓ:

$$\ell = \ell_{мф} + \ell_{м} \cdot \cos\theta_1 + \ell_{Г} \cos\theta_2, \qquad (2.29)$$

где $\ell_{мф}, \ell_{м}, \ell_{Г}$ - соответственно длина блокировки в границе зерна, матрице и границе включение-матрица; θ_1- угол между границей включение-матрица и плоскостью скольжения в зерне; θ_2 - угол между межфазной и зеренной границами.

При образовании полости вблизи включения, когда расслоение вдоль межфазной границы произошло не по всей поверхности раздела, взаимодействие решеточных дислокаций с включениями имеет свои особенности. Дислокация в этом случае испытывает притяжение к тем местам, где есть полость и отталкивание от тех областей, где расслоение не произошло. Участки дислокации выходят на поверхность полости и вокруг частиц при обходе их дислокацией не образуются замкнутые петли Орована, а остаются сегменты дислокационных линий [45]. Последующие дислокации испытывают сопротивление полей упругих напряжений этих сегментов, которое, однако, компенсируется притяжением дислокаций к полости.

Для обеспечения роста полости необходимо продолжить пластическую деформацию, в результате движения дислокаций и "растворения" их в полости размер ее увеличивается. Диффузионные процессы, способствующие переползанию дислокаций, оказывают влияние на скорость роста полости при

высоких температурах. В процессе роста полости увеличивается ее размер, в основном, в направлении растяжения за счет пластической деформации матрицы, продолжается расслоение на поверхности раздела включения с матрицей и полости становятся замкнутыми. Рост полостей замедляется и конечный размер полости на стадии образования шейки уменьшается при повышении температуры (см. рис. 2.15, а, кр.4, 2.15, б). Размер полости увеличивается при увеличении размера включения при всех температурах.

Недеформируемые включения в стали 08Ю и 08Х (Al_20_3, шпинели $Mn0.Al_20_3$, $FeO.Al_2O_3$, $MgO.Al_2O_3$, $MnO.Cr_2O_3$) и в стали 08Т (TiCN, TiN, TiO, TiO_2, Ti_2O_3), как будет показано в гл. 6.2, в одинаковых условиях деформации проявили различную способность к образованию микроразрушений (полостей на границах включение-матрица или трещин во включениях). Следует учитывать силы сцепления включений с матрицей (адгезионные связи), которые определяют их поведение при деформации. По-видимому, включения корунда и шпинелей слабо связаны с матрицей, скопившиеся при деформации дислокации легко выходят на поверхность раздела и происходит нарушение сплошности.

Характер связи включения с твердой матрицей определяется характером взаимодействия его с жидкой сталью. Включения корунда и шпинели плохо смачиваются жидкой сталью и это приводит к слабым адгезионным связям их с твердой матрицей. Очевидно при хорошей смачиваемости включения жидкой сталью в процессе кристаллизации последней происходит достройка атомных плоскостей включения атомами матрицы и образуется зона с переходной решеткой. В случае сильной связи включений, содержащих титан с матрицей дислокации при пластической деформации не выходят на поверхность раздела, а скопившаяся в матрице энергия деформации расходуется на разрушение самих включении (процессы будут рассмотрены в гл. 6.2). Отсюда

следует, что адгезионные связи на границе включение-матрица сильнее, чем межмолекулярные связи во включении с титаном. Критерием величины межфазной связи является соотношение между модулями сдвига границы включение-матрица $G_{мф}$, и модулями сдвига включения $G_в$ и матрицы $G_м$. В случае сильной связи $G_{мф} \sim G_в$, $G_м$ и граница раздела может выдерживать достаточно большие напряжения, определяемые величиной теоретической прочности ($G_{мф}$ /15). В случае слабой связи $G_{мф} << G_в$, $G_м$ межфазная граница не выдерживает большие напряжения.

Очевиден вопрос, не влияет ли на поведение включений химический состав матрицы сталей? В стали ЭЗ присутствуют включения корунда, магниевой и марганцевой шпинелей и нитрида титана. В случае корунда и шпинелей образуются полости, нитрид титана разрушается сам и полость около него не возникает [5, 7], т.е. разные типы включений находятся в одной матрице (кремнистый феррит), но ведут себя по-разному, аналогично включениям в сталях 08Ю, 08Х и 08Т. По-видимому в случае стальной матрицы с более сложными структурой и фазовым составом закономерности образования микроразрушений могут измениться. Механизм зарождения микроразрушений в стали определяется соотношением прочности и пластичности матрицы и включения и прочности межфазной границы. Более опасны с точки зрения разрушения те включения, которые склонны к образованию полостей при деформации, так как протяженность дефектов в этом случае больше, чем при разрушении включений. Уменьшить вредное влияние включений корунда и шпинелей на разрушение можно, заключив их в силикатную или сульфидную матрицу, либо путем введения в сталь примесей, повышающих адгезию на межфазных границах включение-матрица.

Развитие полостей, связанных с включениями в ходе пластической деформации, осуществляется в три стадии. Первая стадия включает локализацию деформации и зарождение

полостей путем расслоения вдоль границы раздела включение-матрица в случае, когда напряжения, накопленные у включения при деформации, превышают прочность границы раздела включения с матрицей. На второй стадии происходит рост полостей. Объем полости в процессе ее роста увеличивается согласно выражения [5 - 7]:

$$V_{пол}=V_{в}(\varepsilon-\varepsilon_{кр}), \qquad (2.30)$$

где $V_{пол}$ - объем полости; $V_{в}$ - объем включения; ε - степень деформации образца; $\varepsilon_{кр}$ - степень деформации, при которой возникла полость. Объем растущей полости определяется и более сложным выражением [72]:

$$V_{пол} = V_{в} + \frac{3q \cdot \varepsilon}{4R_{в}} \sqrt{\frac{1}{2}[(R_{в} + \frac{1}{2qR_{в}})^2 + (A + \frac{1}{2qR_{в}})^2]}, \qquad (2.31)$$

где q - фактор концентрации напряжения; A - параметр, зависящим от типа включений.

На третьей стадии происходит распространение микроразрушений в матрицу. Наряду с увеличением размеров каждой полости, осуществляется коалесценция близко расположенных полостей и результате их слияния при росте, либо в результате распространения трещин между ними (рис. 2.17, а). В последнем случае деформация концентрируется между полостями и образуются новые субмикрополости по дислокационному механизму, при слиянии которых возникает магистральная трещина. Для третьей стадии характерно распространение трещин от включений в матрицу под углом 45° по отношению к направлению растяжения в случае, если трещина возникает из имеющейся полости (рис. 2.17, б).

Трещина в матрице может возникнуть не как развитие уже имеющегося дефекта (полости), а как результат концентрации напряжений у границы раздела матрицы с включением (рис. 2.17, в) по любому из механизмов, описанных в гл. 2.1. Направлены такие трещины под углом 45 и 90° к оси растяжения; вблизи таких трещин часто наблюдается система линий скольжения, направленных под углом 45° к направлению

внешней нагрузке. Последний случай образования трещины вблизи включения может рассматриваться как особый вариант зарождения микроразрушений вблизи включений, однако в пластичных низкоуглеродистых сталях подобные случаи наблюдаются только на третьей стадии развития микроразрушения непосредственно перед макроразрушением образца вблизи неразрушенных или ранее разрушенных включений.

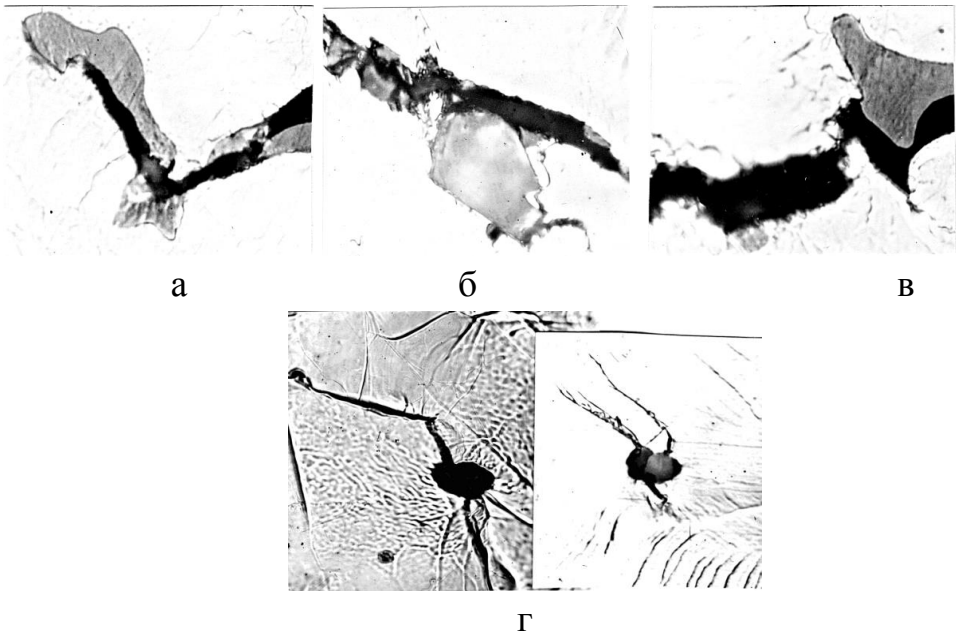


Рис. 2.17. Микроразрушения вблизи неметаллических включений в сталях 08Ю (а-в) и НБ-57 (г) на третьей стадии развития, х 900

В менее пластичных сталях трещины в матрице вблизи включений появляются на ранних стадиях деформации. Условию распространения трещины в матрицу соответствует ее длина, равная длине линии отрыва включения от матрицы вдоль границы раздела плюс первичная длина трещины в матрице, равная около 1 мкм. Трещина от включения распространяется на значительное расстояние (рис. 2.17, г) и может перейти в

магистральную трещину. Количество стадий развития микроразрушений вблизи включений и момент перехода одной стадии в другую определяются температурой деформации.

Три стадии развития разрушений низкоуглеродистой стали наблюдали в интервале температур 25…700°С, когда макроразрушение образца происходит по механизму вязкого транскристаллитного разрушения. Для случая полости при 25°С первая стадия начинается при деформации 2%, при 600°С полости зарождаются при степени дефермации 6% (см. рис. 2.15, б). Интенсивность роста полостей при повышении температуры снижается, и, следовательно, при одинаковой степени деформации более крупные полости вблизи включений будут в образце после растяжения при 25°С, чем при 600°С. Третья стадия разрушения - объединение полостей путем образования микрополостей между ними или распространении трещин в матрицу наступает тем раньше, чем ниже температура испытания. При 900…1100°С в стали 08Ю наблюдали две первые стадии зарождения и роста полостей, причем более интенсивно этот процесс происходит при 900°С. Окончательное макроразрушение в этих случаях происходит по границам зерен.

Оценку вклада включений в зарождение микроразрушений в стали 08Ю осуществляли по результатам подсчета количества (N) и общей протяженности (L) полостей и трещин, связанных с включениями и находящихся вдали от них. Определяли коэффициенты K_N и K_L , указывающие, какая доля присутствующих микротрещин возникла по вине включении (K_N) и какова их роль в развитии разрушения (K_L) [58]. При всех температурах испытания на первых этапах деформации стали 08Ю коэффициенты K_N и K_L равны 1 (рис. 2.18, а, б), это значит, что первые полости и микротрещины возникают преимущественно у включений. С увеличением степени деформации стали величины обоих коэффициентов уменьшаются, причем при повышении температуры начало

падения коэффициентов смещается в сторону больших степеней деформации.

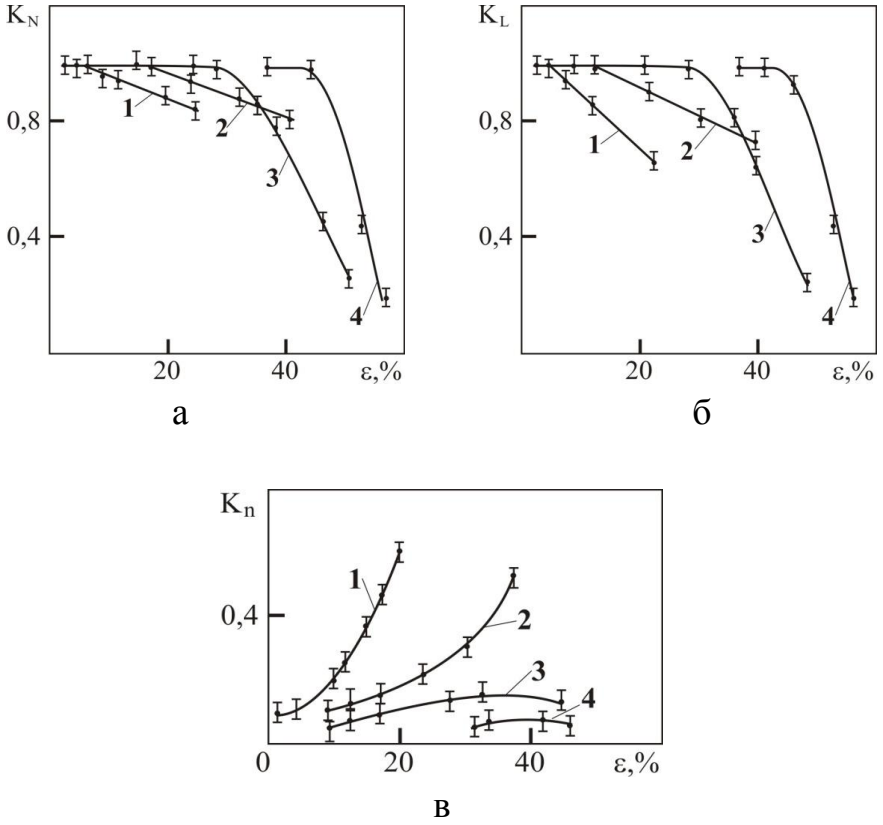


Рис. 2.18. Зависимость коэффициентов K_N (а), K_L (б) и K_n (в) от степени деформации при температурах 25 (1), 600 (2), 900 (3) и 1100°С (4)

Уменьшение значений коэффициентов K_N и K_L свидетельствует о том, что при увеличении степени деформации микротрещины и полости возникают в местах локальной концентрации напряжений - на границах зерен, в плоскостях скольжения и т.д. - значит, включения перестают быть единственным источником образования микротрещин и их доля в развитии разрушения уменьшается. В момент образования шейки в образце доля полостей и микротрещин, связанных с включениями при 25, 600, 900, 1100°С соответственно

составляет 82, 73, 33, 17% от их общего количества и 66, 63, 29, 22% от их общей протяженности. При повышении температуры испытания роль включений непосредственно перед макроразрушением снижается в связи с преимущественным развитием разрушения по границам зерен, субзерен, в местах пересечения двойников и плоскостей скольжения.

Коэффициент $К_n$ определяет долю включений, опасных с точки зрения зарождения разрушения. Повышение температуры сопровождается увеличением критических размеров включений и повышением количества пластичных включений. Следовательно, должна уменьшаться доля включений, способных инициировать микроразрушения. При увеличении степени деформации величина $К_n$ при всех температурах увеличивается (рис. 2.18, в) в связи с тем, что в процесс разрушения вовлекаются новые включения, но с повышением температуры этот процесс происходит менее интенсивно и в момент образования шейки в образцах доля опасных включений снижается и при температурах 25, 600, 900 и 1100°С соответственно составляет 60, 45, 16 и 5 %.

Многообразие механизмов возникновения микроразрушений вблизи включений, а также механизмов разрушения металлических материалов предполагает различную степень влияния включений на макроразрушение стали в зависимости от температуры испытания, вида нагружения, типа стали и включений. Разрушение начинается в локальных областях повышенной концентрации напряжений. Образование полостей около включений является начальной стадией этого процесса. В зависимости от условий эти микроразрушения, возникшие вблизи включений могут расти и объединяться до возникновения магистральной трещины, но могут и прекратить развитие - тогда разрушение происходит по другому механизму. Именно поэтому представляет интерес изучение влияния включений на структуру изломов стали. В структуре вязкого транскристаллитного излома образцов низкоуглеродистой стали,

разрушенных при температурах 25…700°С, наблюдаются мелкие лунки размером в несколько микрон и крупные лунки, в которых находились включения (рис. 2.19, а, б). В изломах есть участки с удлиненными крупными и мелкими лунками, которые образуются как обычные вязкие лунки, но искривляются под влиянием местного сдвига, что возможно при близости поверхности разрушения к плоскости максимальных касательных напряжений. Развитие вязкого транскристаллитного разрушения состоит из трех стадий, причем на третьем этапе разрушение сопровождается усилением пластического течения в микрообъемах между начальными полостями и образованием полостей субмикроскопического размера, что приводит к слиянию полостей в магистральную трещину.

При вязком интеркристаллитном разрушении низкоуглеродистой стали, происходящем при 1100°С, внутризеренные включения не оказывают влияния на характер излома, лунки около них не обнаружены. Когда включения находятся на границах зерен (рис. 2.19, в), они препятствуют проскальзыванию вдоль границ, у включений возникает повышенная концентрация напряжений и возможно зарождение разрушения. При 900°С излом имеет квазивязкий характер. Макроразрушение образца произошло по границам зерен, но имеются признаки вязкого транскристаллитного разрушения, о чем свидетельствуют лунки у включений и мелкие полости на поверхности зерен (рис. 2.19, г).

Разрушение развивается в три этапа. Окончательное разрушение осуществляется на третьем этапе в результате торможения межзеренного проскальзывания. При низких температурах малопластичные стали претерпевают хрупкое транскристаллитное макроразрушение. Включения не влияют на структуру хрупкого излома (рис. 2.19, д). В случае квазихрупкого излома включения корунда и шпинели могут находиться на дне лунок (рис. 2.19, е). Очень часто при

квазихрупком изломе именно вблизи включений находятся хрупкие составляющие структуры излома.

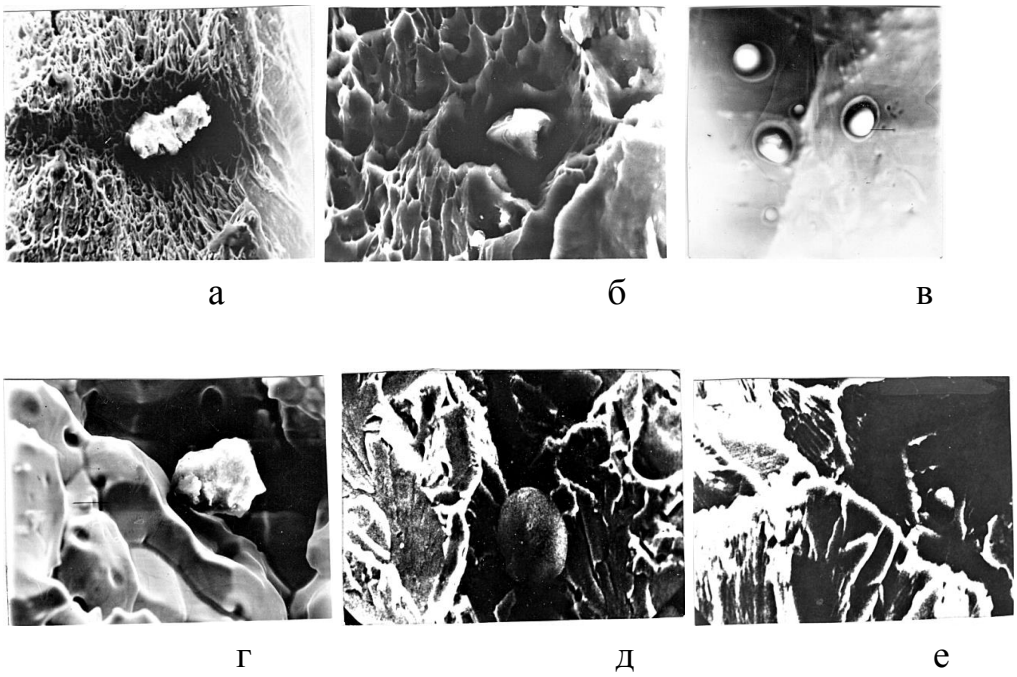


Рис. 2.19. Включения в структуре излома при вязком транскристаллитном (а, б), вязком интеркристаллитном (в), квазивязком (г), хрупком (д), квазихрупком (е) разрушении: а, в – х 300; б – х 1200;г – х 1100; д – х 1000; е – х 2000.

Неметаллические включения оказывают существенное влияние на структуру излома при вязком транскристаллитном разрушении и разрушении смешанного типа (квазивязком и квазихрупком), вызывая образование крупных лунок на поверхности, что приводит к неоднородной структуре изломов. Когда вязкое интеркристаллитное разрушение происходит по границам зерен, образовавшихся в результате собирательной рекристаллизации, внутризеренные включения не влияют на структуру излома; лишь включения, находящиеся на границах зерен, оказывают влияние на разрушение стали. В случае хрупкого транскристаллитного разрушения включения не

влияют на структуру излома. Включения наиболее опасны в смысле их влияния на разрушения в том случае, если деформация стали проходит путем внутризеренного скольжения, а разрушение стали развивается по механизму вязкого транскристаллитного разрушения и разрушения смешанного типа.

Пластические свойства стали при всех температурах деформации во многом определяются прочностью границ включение-матрица, которая зависит от механического и химического взаимодействия включений и матрицы, соответствия их решеток и смачиваемости включений жидкой сталью. Полости образуются у недеформирующихся включений корунда, шпинелей, оксидов, размеры которых больше критических, колеблющихся в зависимости от температуры и типа включения в интервале 6…23 мкм. Степень деформации, при которой зарождаются полости вблизи включений увеличивается, а интервал деформаций, при которых включения контролируют разрушение стали, т.е. являются единственным источником разрушения, уменьшается с повышением температуры. Скорость роста полостей и их размер у включений одного диаметра с повышением температуры уменьшается, что приводит к снижению суммарной протяженности микроразрушений в стали. Повышение температуры деформации приводит к уменьшению вредного влияния на разрушение включений, находящихся внутри зерен, и при 1000…1200°С, когда проходит вязкое интенкристаллитное разрушение стали, сводит его к минимуму. В последнем случае опасны включения, находящиеся на границах зерен. При хрупком транскристаллитном разрушении все внутризеренные включения участвуют в разрушении.

Появление полостей вблизи включений может быть связано с их оплавлением и полным расплавлением, тогда система жидкое включение-матрица вносит свои особенности в процесс пластического поведения межфазных границ [73]. К

легкоплавким включениям относятся сульфиды, а также сульфидные и оксисульфидные эвтектики, которые нередко являются причиной красноломкости сталей.

Сульфидная красноломкость стали. Состав и структуру эвтектических сульфидных включений в сталях 08кп, 08Х, 60Г, НБ-57, ШХ15, АЦ45Х, АЦ18ХГТ исследовали металлографическим и микрорентгеноспектральным методами, а также проведением петрографического анализа извлеченных с поверхности шлифа частиц. В стали 08кп обнаружены оксисульфидные эвтектические включения FeS-FeO. В сталях НБ-57, 60Г, АЦ18ХГТ исследованы два типа эвтектик: сульфидная (Fe,Mn)S-FeS и оксисульфидная (Fe,Mn)S-FeO. В сталях 08Х и АЦ45Х легкоплавкими эвтектиками являются сульфидная (Fe,Mn,Cr)S-FeS и оксисульфидная (Fe,Mn,Cr)S-FeO. В сталях ШХ15 находятся три типа эвтектических включений: сульфидные (Fe,Cr,Mn)S-(Fe,Mn)S, оксисульфидные (Fe,Cr,Mn)S-FeO и эвтектика сульфид-матрица стали, окружающая, как правило, включения двух первых типов.

Образцы исследуемых сталей подвергали растяжению в вакууме при температурах 25…1250°С со скоростью деформации 1680 мм/ч. Исследовали характер микроразрушений вблизи пластичных сульфидов при различных температурах [74 - 77]. Микротвердость эвтектических включений при комнатной температуре составляла: FeS-FeO – 1600 МПа, FeO-(Fe,Mn)S – 2600 МПа, (Fe,Mn)S-FeS – 1800 МПа, (Fe,Cr,Mn)S-FeS – 2100 МПа, (Fe,Cr,Mn)S-(Fe,Mn)S – 2000 МПа, (Fe,Mn,Cr)S-FeO – 2300 МПа, (Fe,Mn,Cr)S – матрица 2000 МПа, а матрицы сталей 08кп, 08Х, АЦ18ХГТ, АЦ45Х, НБ-57, 60Г, ШХ15 соответственно 1200, 1260, 1645, 2120, 2700, 2680, 3220 МПа. Эвтектические включения в низкоуглеродистых сталях 08кп и 08Х окружены более мягкой, чем включения, матрицей. В сталях АЦ18ХГТ, АЦ45Х, НБ-57 и 60Г микротвердость включений и матрицы сопоставима. Матрица стали ШХ15 имеет более высокую микротвердость, чем включения. Значения микротвердости дают

представление о степени пластичности включений и матрицы. При всех температурах в матрице исследованных сталей вблизи эвтектических включений и в самих включениях проходила локализация деформации. Механизмы развития деформации и образования микроразрушений зависят от соотношения пластичности включений и матрицы, а также от температуры. Если включение и матрица пластичны при низких температурах, на границу их раздела дислокации выходят и со стороны матрицы, и со стороны включения. Субмикроскопические полости, возникающие при этом, могут исчезать в результате пластических сдвигов при совместной деформации включения и матрицы, если их пластичность сопоставима, или наоборот - расти за счет притока решеточных дислокаций с обеих сторон и накопления дислокаций несоответствия на межфазной границе.

В низкоуглеродистой стали 08кп первые линии скольжения при температурах 25…900°С возникают в матрице на границе с более твердыми включениями эвтектики, после чего деформация начинается в самих включениях. Вследствие различной пластичности включений и матрицы на границах их раздела скапливаются дислокации, которые выходят на поверхности и вызывают образование субмикроскопических полостей. Полости растут в процессе деформации, что приводит к расслоению вдоль поверхности раздела включение-матрица. Приведенными в этом разделе исследованиями установлено, что вблизи однофазных сульфидов полости в низкоуглеродистых сталях не возникают благодаря тому, что пластичная матрица приспосабливается к пластичным включениям и деформируется с ними в одинаковой степени. Включения сульфидных эвтектик, в которых основная сульфидная фаза армирована второй фазой (оксидной), по сравнению с однофазными сульфидами, обладают меньшей пластичностью, которую сдерживают возникающие на межфазных границах силы трения, а также неоднородное развитие деформации двух фаз, обладающих различными физико-механическими свойствами.

Оксисульфидная эвтектика FeS-FeO пластична в интервале температур 25…900°С. При повышении температуры до 980°С эвтектика оплавляется вначале у границ раздела с матрицей, затем в процессе развития деформации включения полностью расплавляются. Оплавление включений вызывает локализацию деформации в прилегающих участках матрицы (рис. 2.20, а), что, в свою очередь, стимулирует рост полостей.

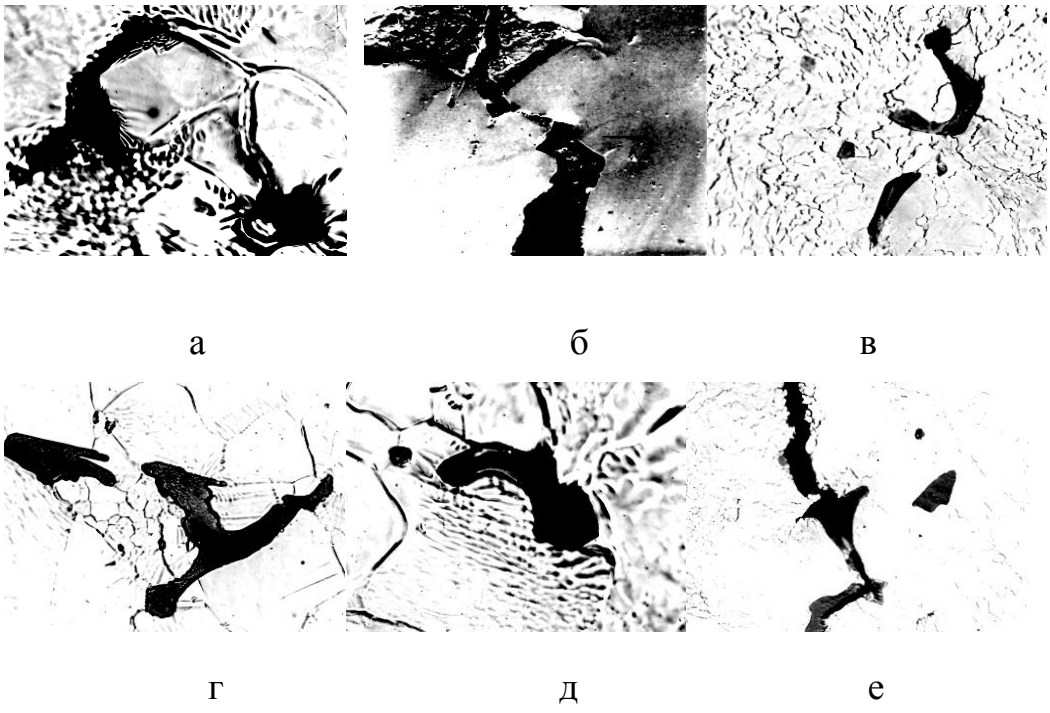


Рис. 2.20. Включения эвтектических сульфидов в сталях 08кп (а), 08Х (б), НБ-57 (в - е) после деформации при температурах 25 (б), 900 (в, е), 1000 (а), 1100 (г) и 1200°С (д), х 500

В стали 08Х включения хромистых сульфидных и оксисульфидных эвтектик также окружены более мягкой, чем включения, ферритной матрицей. Вначале деформация локализуется в матрице вблизи границ с включениями, затем распространяется во включения. Частицы хромистых сульфидных и оксисульфидных эвтектик менее пластичны, чем эвтектика FeS-FeO в стали 08кп, и при температурах 25-500°С хрупко разрушаются вследствие локализации деформации в

матрице (рис. 2.20, б). При повышении температуры до 600°С и выше вплоть до 1100°С пластичность включений возрастает, они деформируются вместе с пластичной матрицей. Вследствие локализации деформации возможно нарушение сплошности вдоль границ раздела и образование полостей. При повышении температуры до 1190°С включения хромистых сульфидных эвтектик, а при 1250°С – включения оксисульфидных хромистых эвтектик оплавляются и в процессе развития деформации полностью расплавляются.

В сталях НБ-57, АЦ18ХГТ, АЦ45Х, 60Г при температурах 25…1100°С сульфидные эвтектики пластически деформируются. Следы скольжения во включениях появляются почти одновременно с линиями скольжения в матрице, поскольку пластичность марганцевых эвтектических включений сопоставима с пластичностью окружающей перлитной и феррито-перлитной матрицы. Локализация деформации вблизи включений происходит благодаря развитию сил трения вдоль поверхности раздела включений с матрицей и на межфазных границах эвтектик. При комнатной температуре во включениях возникают хрупкие трещины, которые пересекают включение, выходят на границу раздела и распространяются вдоль границы. При 500°С трещины во включениях встречаются редко. Для интервала температур 600…1250°С характерно расслоение вдоль границ раздела и образование полостей (рис. 2.20, в). Острые края включении в процессе деформации сглаживаются (рис. 2.20, г). Включения сульфидной марганцевой эвтектики при 1050°С, а оксисульфидной — при 1120°С оплавляются, что способствует интенсивному росту полостей. Дальнейшее повышение температуры вызывает массовое расплавление эвтектических включений, в стали возникают готовые полости, заполненные расплавом. Вблизи таких полостей появляется характерный рельеф деформации (рис. 2.20, д), свидетельствующий о ее локализации, развитии фрагментации, что, в свою очередь, способствует быстрому росту полостей.

Пластичность хромистых эвтектических сульфидов выше, чем пластичность перлито-карбидной матрицы стали ШХ15, поэтому первые следы скольжения появляются во включениях, а затем в матрице у границ раздела. При комнатной температуре деформация включений сдерживается менее пластичной матрицей, кроме того, на включения со стороны матрицы действуют значительные напряжения. В этих условиях включения хромистых сульфидных и оксисульфидных эвтектик, а также эвтектика сульфид-матрица хрупко разрушаются. Хрупкие трещины часто проходят по границе раздела включений с матрицей. При повышении температуры до 600°С характер микроразрушений изменяется. В интервале температур 600…1100°С эвтектические хромистые сульфиды пластичны, увеличивается и пластичность матрицы. Вследствие различия пластичности включений и матрицы в процессе их совместного деформирования происходит расслоение вдоль границ раздела с образованием полостей. Дисперсные ответвления сульфидной фазы эвтектики сульфид-матрица деформируются совместно с матрицей и при температурах 600…1100°С микроразрушения в этих участках не возникают. С развитием значительного рельефа деформации наблюдение за этим видом сульфидных эвтектик затруднено. При достижении температуры 1190°С включения сульфидной хромистой эвтектики, а при 1250°С - включения оксисульфидной хромистой эвтектики оплавляются и появляются полости.

Степень деформации стали, при достижении которой вблизи эвтектических включений возникают микроразрушения, зависит от типа включения, пластичности стальной матрицы и температуры (рис. 2.21). У всех сталей пластичность в интервале температур 25…600°С изменяется незначительно и величина критической степени деформации остается неизменной, а зависит лишь от содержания углерода и примесей в стали. При повышении температуры выше 600°С пластичность сталей возрастает.

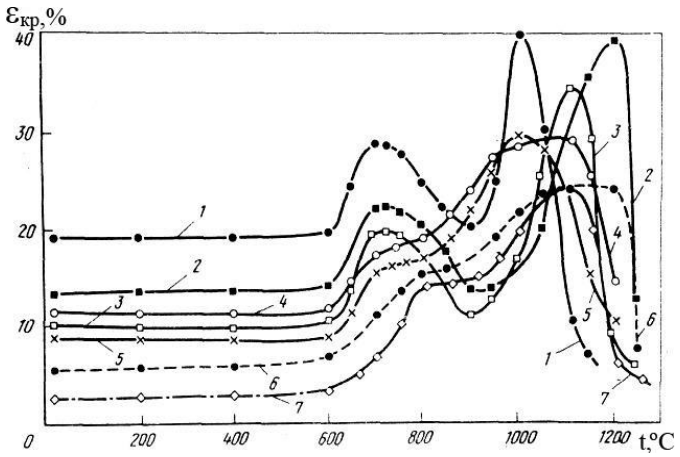


Рис. 2.21. Влияние температуры на критическую степень деформации сталей 08кп (1), 08Х (2, 3), НБ-57 (4, 5), ШХ15 (6, 7) для оксисульфидных (1, 2, 4, 6) и сульфидных (3, 5, 7) эвтектических включений

На кривых имеются перегибы, вызванные фазовыми превращениями в матрице (аустенитизацией, рекристаллизацией, растворением карбидов). Максимальное значение $\varepsilon_{кр}$ наблюдается непосредственно перед достижением температур плавления эвтектических включений. После их расплавления значения $\varepsilon_{кр}$ резко уменьшаются, что свидетельствует о проявлении красноломкости. Значения $\varepsilon_{кр}$ во всех сталях для оксисульфидной эвтектики выше, чем для сульфидной при всех температурах.

Природа полостей, возникающих вблизи сульфидных включений, зависит от температуры, определяющей степень пластичности включений и матрицы. В стали 08кп в интервале температур 25…900°С образующиеся полости являются вязкими трещинами. При температурах ниже 600°С, когда пластичность сульфидов в сталях 08Х, НБ-57, АЦ45Х, АЦ18ХГТ, ШХ15 невелика, несмотря на наличие разных типов матрицы, обладающих неодинаковой пластичностью, на границах включение-матрица формируются хрупкие трещины. При

повышении температуры в стали 08Х до 1100°С, в сталях АЦ18ХГТ и НБ-57 до 1050°С, в стали АЦ45Х и ШХ15-до 1190°С появляющиеся вблизи включений полости являются вязкими трещинами. Для возникновения хрупких и вязких полостей требуется достижение значительной концентрации напряжений во включении и матрице благодаря развитию деформации и образованию дислокационных скоплений. При высоких температурах полости возникают не только как результат расслоения вдоль межфазных границ включение-матрица деформационного происхождения, но, главным образом, благодаря оплавлению включений, которое начинается от границ раздела с матрицей и продолжается в процессе деформации системы включение-матрица. Следует отметить, что вязкие полости не возникали на границах фаз сульфидных эвтектик внутри включений, а лишь на границах с матрицей.

Скорость роста полостей зависит от их природы, типа стали и температуры (рис. 2.22). Вязкие полости в стали 08кп при комнатной температуре растут медленнее, чем хрупкие полости в сталях НБ-57 и ШХ15.

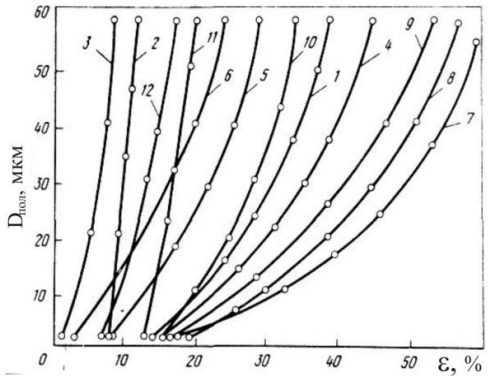


Рис. 2.22. Изменение размера полостей в процессе развития деформации сталей 08кп (1, 4, 7, 10), НБ-57 (2, 5, 8, 11) и ШХ15 (3, 6, 9, 12): кр. 1-3 - 25°С; 4-6 - 600°С; 7-9 - 900°С; 10 - 1100°С; 11, 12 - 1200°С.

При температурах 600…900°С вязкие полости растут тем медленнее, чем выше пластичность стали и температура. В случае оплавления включений во всех сталях скорость роста полостей резко возрастает.

В процессе своего развития микроразрушения проходят несколько стадий. Первая включает локализацию деформации во включениях и в матрице вблизи включений, зарождение полостей. На второй стадии полости растут до определенного (критического) размера, зависящего от температуры, вызывающей структурные и фазовые превращения в матрице (рис. 2.23). Бурный рост полостей происходит после оплавления включений.

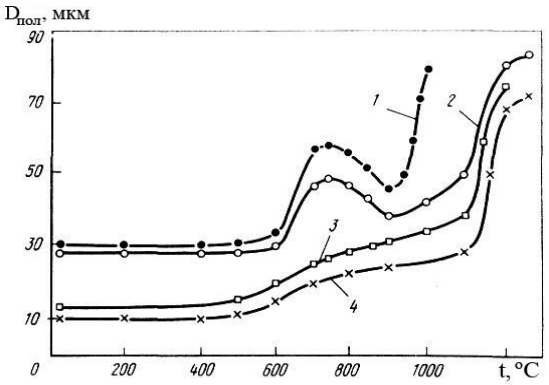


Рис. 2.23. Влияние температуры на средний размер полостей перед третьей стадией их развития в сталях 08кп (1), 08Х (2), НБ-57 (3), ШХ15 (4).

Третья стадия заключается в объединении полостей и распространении трещин от включений в матрицу с образованием магистральное трещины (см. рис. 2.20, е).

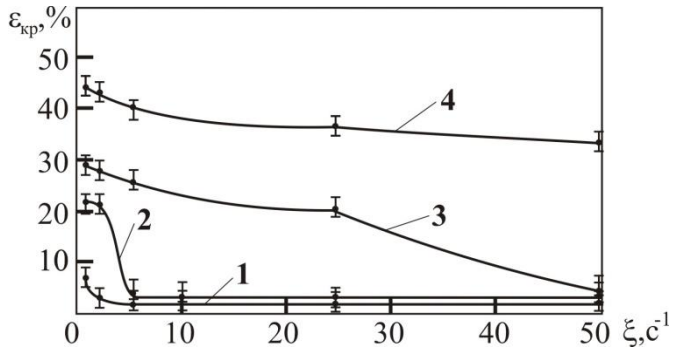
При высоких температурах (980-1250°С), когда включения расплавляются, возникает множество магистральных трещин и происходит разрушение сталей при достижении относительно невысоких степеней деформации. До начала оплавления включений каждая стадия наступает тем позднее и проходит в тем большем интервале степеней деформации, чем выше

температура. При расплавлении включений интервалы степеней деформации для прохождения каждой стадии значительно сокращаются.

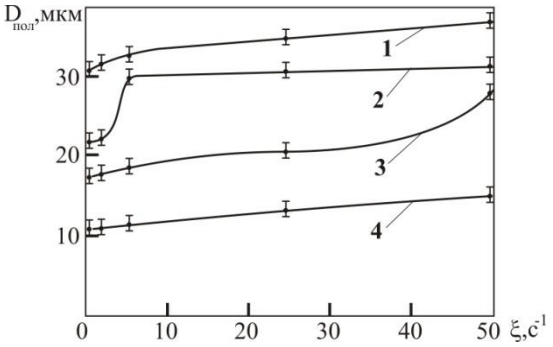
Приведенные выше результаты исследований образования полостей вблизи неметаллических включений касались таких условий деформации, как ее температура и степень. Представляется необходимым изучение влияния скорости и способа деформации на процесс формирования полостей вблизи включений.

Скорость деформации. Изменение скорости деформации при различных температурах приводит к изменению характера пластической деформации и развития разрушения стали [76]. При всех исследованных скоростях деформации и температурах у включений в стали 08Ю вследствие локализации деформации образуются полости. Они возникают у включений, размер которых больше критического: для корунда и шпинелей 6…12 мкм. Скорость деформации не влияет на критические размеры включений при образовании полостей вблизи включений. Величина критической степени деформации зависит от скорости деформации и температуры (рис. 2.24, а).

При 25°С с увеличением скорости деформации критическая степень деформации для образования полости монотонно уменьшается в связи с интенсификацией пластической деформации и развитием упрочнения. При 600°С на кривой изменения критической степени деформации при переходе от ξ_2 к ξ_3 имеется скачок, что позволяет разделить скорости деформации на две группы. При ξ_1 и ξ_2, когда успевает проходить динамическое разупрочнение стали и повышается ее пластичность, критическая степень деформации выше, чем при 25°С и соответствующих скоростях деформации. В интервале скоростей ξ_3…ξ_5 деформации для динамического разупрочнения времени не достаточно и критическая степень деформации резко падает.



а



б

Рис. 2.24. Влияние скорости деформации на критическую степень деформации стали 08Ю (а) и размер полости у включения корунда размером 30 мкм (б): кр. 1, 2, 3, 4 – соответственно при 25, 600, 900 и 1100°С.

На кривой изменения критической степени деформации при 900°С есть скачок при переходе от ξ_4 к ξ_5 . При скоростях деформации $\xi_1 \ldots \xi_4$ динамическое разупрочнение проходит более интенсивно, чем при 600 °С, что приводит к возрастанию величины критической степени деформации.

Повышение скорости деформации до ξ_5 , приводит к интенсификации упрочнения и уменьшению времени для протекания рекристаллизации, поэтому величина критической степени деформации уменьшается. При 1100°С и всех скоростях деформации разупрочнение успевает пройти, однако с повышением скорости деформации оно идет в меньшей степени, что проявляется в монотонном характере кривой изменения

критической степени деформации. На критическую степень деформации стали влияет также температура испытания (рис. 2.25, сплошные линии).

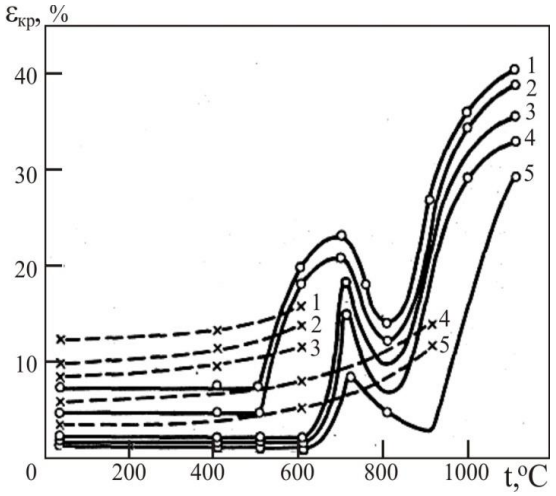


Рис. 2.25. Влияние температуры на критическую степень деформации стали 08Ю, при которой возникают полости и трещины во включениях (соответственно сплошные и пунктирные линии); 1, 2, 3, 4, 5 – соответственно для скорости деформации 0,5, 2, 5, 25, 50 $с^{-1}$.

Изменение температуры влияет на физическую природу процесса пластической деформации стали. При одновременном изменении скорости и температуры деформации наблюдается разное соотношение между скоростями упрочнения и динамического разупрочнения. Последнее может проходить или не успевает пройти. Чем больше скорость деформации и ниже температура, тем интенсивнее проходит упрочнение стальной матрицы. Степень разупрочнения стальной матрицы тем больше, чем больше времени на его прохождение, т.е. чем меньше скорость деформации и выше температура. Эти закономерности отражаются на пластичности стали, изменение которой объясняет характер изменения величины критической степени деформации, необходимой для образования полостей

при разных скоростях и температурах деформации. Чем больше скорость деформации и ниже температура, тем меньше величина критической степени деформации.

Скорость роста полости зависит от температуры. При 25°С она возрастает с увеличением скорости деформации согласно наклона кривых на рис. 2.26, а.

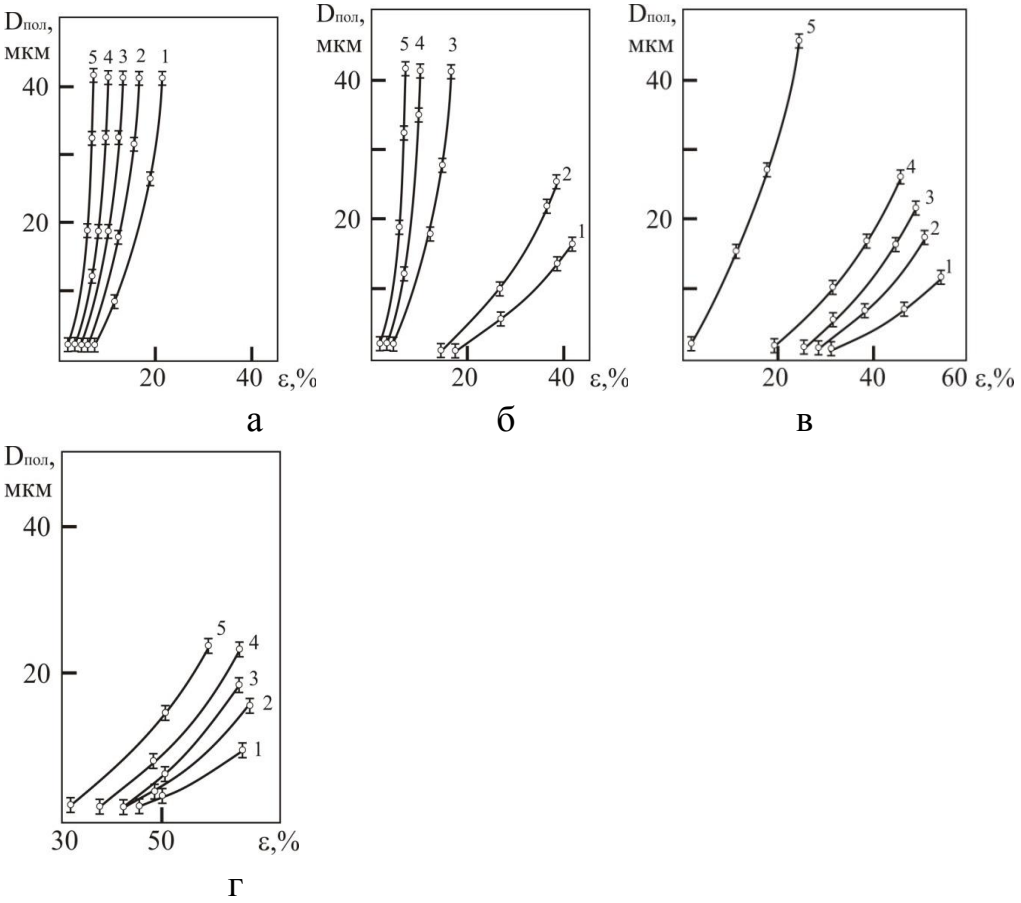


Рис. 2.26. Изменение размера полости у включения корунда (а - г) размерами 30 мкм в процессе деформации при 25 (а, д), 600 (б, е), 900 (в), 1100°С (г, ж): кр. 1, 2, 3, 4, 5 – соответственно для скорости деформации 0,5, 2, 5, 25 и 50 $с^{-1}$.

При 600 и 900°С выделяются две группы скоростей деформации, влияющих на скорость роста полостей по-разному, в зависимости от того, успевает или нет проходить разупрочнение матрицы (рис. 2.26, б, в). При ξ_1, ξ_2 для 600°С и

$\xi_1 \ldots \xi_4$ для 900°С скорость роста полостей значительно меньше, чем при 25°С вследствие пластической релаксации напряжений. В интервале $\xi_3 \ldots \xi_5$ для 600°С и при ξ_5 для 900°С скорости роста полостей достаточно высоки, но меньше, чем при 25°С. При 1100°С и всех скоростях деформации скорость роста полостей существенно меньше, чем при более низких температурах (рис. 2.26, г).

Скорость роста полостей влияет на их размер на стадии образования шейки в образце. С увеличением скорости деформации и понижением температуры размер полостей возрастает (рис. 2.24, б), причем при 25 и 1100°С монотонно, т.к. при этих температурах в исследованном диапазоне скоростей деформации не изменяется физическая природа развития пластической деформации стальной матрицы. При 600 и 900°С на кривых имеются скачки соответственно при переходе от ξ_2 к ξ_3 и от ξ_4 к ξ_5, природа которых объясняется изменением соотношения скоростей конкурирующих процессов упрочнения и разупрочнения стальной матрицы.

Импульсное нагружение (ξ = 100 $с^{-1}$) может принципиально изменить характер микроразрушений вблизи включений [78].

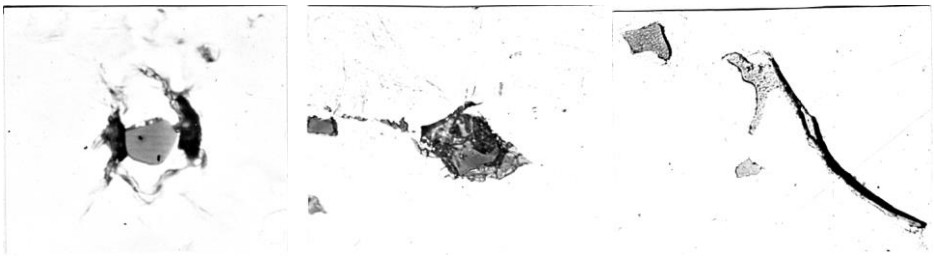
Способ деформации. Исследование поведения включений при разных способах деформации стали и их влияния на зарождение и развитие микроразрушений в широком интервале температур необходимо для определения условий деформации стали и эксплуатации стальных изделий. При всех способах нагружения у включений происходит локализация деформации, приводящая к значительной концентрации напряжений, релаксация которых протекает путем локального пластического течения или возникновения микроразрушений, характер которых в свою очередь зависит от типа включения, температуры и способа деформации [66]. Следует учитывать разницу в характере распределения напряжений и пластической деформации матрицы в контакте с включением при разных способах

деформации. В условиях растяжения и сжатия течение матрицы вблизи включения аналогично [67 - 68]. Оно осуществляется по сдвиговому, ротационному или двойниковому механизмам и различается распределением уровня напряжений вблизи полюсов включения относительно направления внешнего нагружения [5 - 7]. При изгибе матрица вокруг включения изгибается к поворачивается, создавая растягивающие и сжимающие напряжения соответственно над и под включением [69], что вызывает моментные напряжения, которые способствуют повороту включения относительно матрицы и увеличению в самой матрице доли ротационной деформации.

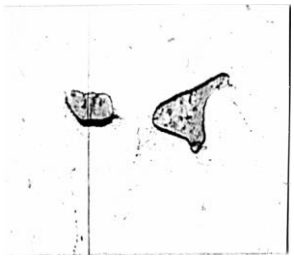
В стали 08Ю у включений корунда, шпинелей и некоторых сульфидов полости при растяжении и изгибе имеют вид вязких трещин (см. рис. 2.14, 2.27, а, в). Разрушения самих включения не наблюдали, при сжатии, наряду с образованием полостей, происходит разрушение включений корунда и шпинелей, в которых возникают хрупкие трещины (рис. 2.27, б). Характер полостей при сжатии определяется температурой деформации; в интервале температур 25…600°С полости имеют вид хрупких трещин (рис. 2.26, б, г), при более высоких температурах полости представляют собой вязкие трещины.

На рис. 2.28, а, б показаны схемы образования хрупких расслоений (а) и вязких полостей (б) на межфазных границах включение-матрица в условиях разного приложения внешних напряжений. Очевидно, что при хрупком расслоении на границе включение-матрица возникают нормальные микронапряжения, которые оказывают расклинивающее действие либо вдоль этой границы, либо нормально в каждом ее участке. При вязком расслоении, связанном с пластическим поведением стальной матрицы, на межфазной границе включение-матрица возникают касательные напряжения, которые играют важную роль и при зарождении полости, и при ее росте, действуя в матрице вблизи края полости. Внутренняя энергия границы включение-матрица

U характеризует ее прочность, а первая производная $\partial U/\partial a$ – сопротивление разрыву (рис. 2.28, в).



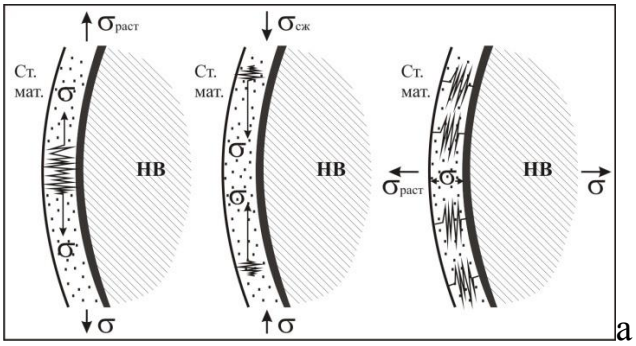
а б в



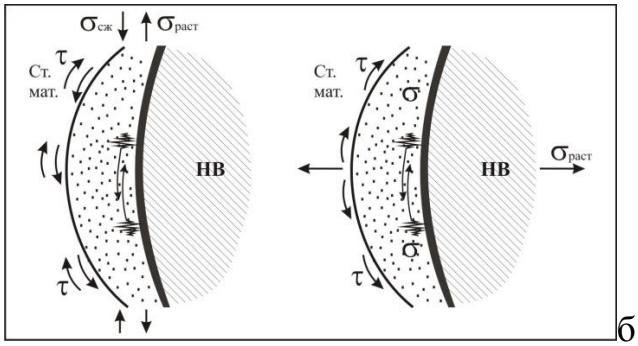
г

Рис. 2.27. Микроразрушения вблизи включений, образовавшиеся при изгибе (а,в) и сжатии (б, г), х 1000.

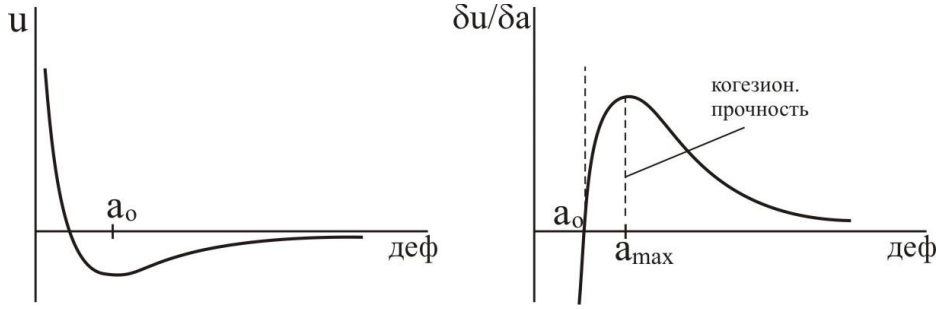
Эти показатели соответствуют восстановительным силам, действующим в межфазных границах между межатомными связями при деформации (это “универсальные кривые декогезии”), где видно различие между исходным межатомным расстоянием (без деформации) a_0 и a_{max} – соответствующим когезивной прочности границы включение-матрица при деформации. Из правой кривой (рис. 2.28, в) видно, что межатомные связи могут выдержать максимальное изменение $100\cdot (a_{max} - a_0)/ a_0$. Фактор K_I для межфазной границы включение-матрица: $K_I = \sigma\sqrt{\pi}\cdot a_{тр}$ (где σ – напряжение в границе включение-матрица, $a_{тр}$ – критический размер зародышевой трещины на границе) определяет когезионную прочность этой границы при разных деформационных воздействиях.



а



б

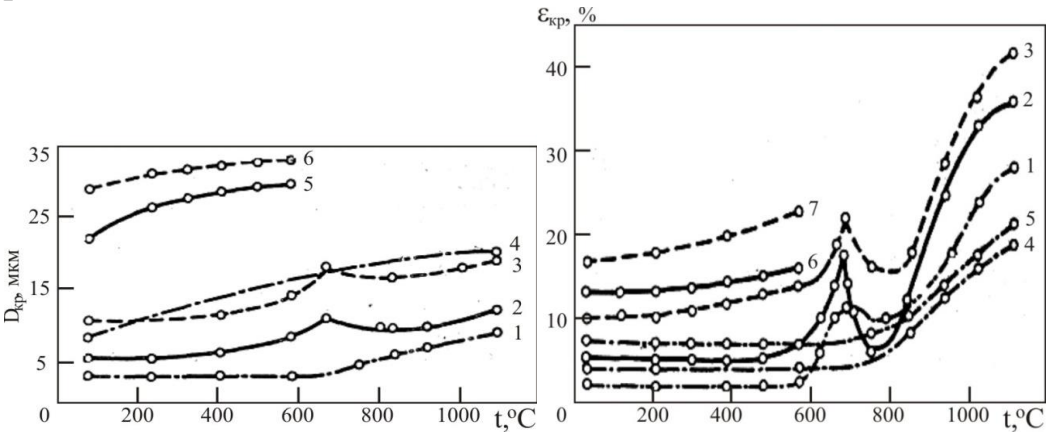


в

Рис. 2.28. Схемы напряжений при расслоении границы включение-матрица (а,б) и изменения внутренней энергии этих границ (в)

Критический размер включений зависит от способа деформации и увеличивается при повышении температуры (рис. 2.29, а). Минимальный критический размер соответствует растяжению, максимальный – сжатию. Критическое значение относительной деформации, при достижении которой образуются полости, также определяется способом деформации [5]. Характер кривых 1, 2, 3 на рис. 2.29, б свидетельствует о единой природе влияния температуры на критическую деформацию при всех способах нагружения, которое можно

объяснить изменением пластичности стальной матрицы. Максимальная критическая степень деформации при всех температурах наблюдается при сжатии, минимальная – при растяжении.



а

б

Рис. 2.29. Влияние температуры на критический размер включений корунда (1 - 3) и родонита (4 - 6) при растяжении (1, 4), изгибе (2, 5) и сжатии (3, 6) (а) и критическую степень деформации, при которой возникают полости (1 - 3) и трещины в корунде (4) и родоните (5 - 7) при растяжении (1, 5), изгибе (2, 6) и сжатии (3, 4, 7) (б).

Сопоставление значений $\varepsilon_{кр}$ для разных способов деформации свидетельствует о том, что самым жестким способом деформации для системы включение-матрица, как и для любой системы, является растяжение, самым мягким – сжатие. Как показано в работе [55], отношение величин нормальных максимальных напряжений вблизи включений при растяжении (у полюсов 0° и 180°) и сжатии (у полюсов 90° и 270°) составляет 9,2, а в наших расчетах для стали это отношение около 15 [5]. Концентрация касательных напряжений при растяжении и сжатии вблизи включений одинакова. Разница локальных нормальных напряжений вблизи включений при

растяжении и сжатии обусловливает более жесткие условия деформации растяжением.

С повышением температуры рост полостей для всех способов деформации происходит медленнее в связи с развитием термической релаксации напряжений. Скорости роста полостей при растяжении и изгибе сопоставимы (рис. 2.30, кр. 2, 5 и 3, 6), при сжатии хрупкая полость растет значительно быстрее (кр. 1), а скорость роста вязкой полости (кр. 4) сопоставима во скоростью роста полостей при изгибе и растяжении. При деформации растяжением в процессе роста полости часто становятся замкнутыми, т.е. расслоение происходит по всей границе раздела включение-матрица, при изгибе и сжатии полости растут в ширину и расслоение с матрицей происходит лишь вдоль боковой поверхности включения. Это приводит к дополнительной неоднородности поля деформаций и напряжений вокруг включения.

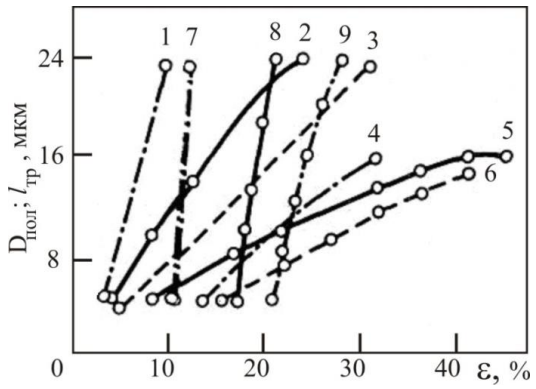


Рис. 2.30. Влияние степени деформации на размер полостей (1 - 6) и хрупких трещин (7 - 9) при сжатии (1, 4, 7), растяжении (2, 5, 9) и изгибе (3, 6, 8): кр.1 - 3, 7 - 9 – при 25^0C; 4 - 6 – при 900^0C.

При исследованных способах деформации вблизи недеформируемых включений различных типов возникают полости, которые развиваются с увеличением степени деформации, как было показано выше, по трем этапам. При

изгибе также наблюдаются три стадии развития микроразрушений. Однако третья стадия имеет свои особенности и заключается в том, что полости у близко расположенных включений объединяются, однако далеко в глубь матрицы не распространяются и третья стадия оказывается незавершенной. Магистральная трещина не образуется, поскольку пластичная низкоугдеродистая сталь деформируется без разрушения до соприкосновения сторон образца. При сжатии третья стадия развития микроразрушений вообще не наступает, поскольку образцы пластичной стали сплющиваются без разрушения.

В связи с различным характером разрушения стали 08Ю при разных способах деформации изменяется и вклад включений в развитие разрушения. В случае растяжения величина коэффициентов $К_N$ и $К_L$ на первых этапах деформации при всех температурах равна единице. С возникновением микротрещин дислокационного происхождения величина коэффициентов $К_N$ и $К_L$ уменьшается (см. рис. 2.18, а, б). При каждой температуре существует определенный интервал степеней деформации, в котором включения ответственны за развитие разрушения. Чем выше температура деформации, тем уже этот интервал и тем дальше он сдвигается в сторону больших степеней деформации, поэтому при повышении температуры роль включений в развитии разрушения при растяжении уменьшается. При изгибе и сжатии значения коэффициентов $К_N$ и $К_L$ равны единице на всех этапах деформации. Это значит, что включения играют главную роль в развитии микроразрушений и, несмотря на отсутствие разрушения стали, опасны, так как являются готовыми очагами разрушения при дальнейшем изменении способа нагружения.

Доля опасных включений, с точки зрения зарождения разрушения, характеризуемая величиной коэффициента $К_п$, при всех температурах и способах деформации определяется значениями критических размеров включений и степенью их

пластичности. Величина $К_п$ при всех видах нагружения с увеличением степени деформации возрастает, так как в процесс образования микроразрушений вовлекается все большее количество включений. Количество опасных включений, у которых возникают микроразрушения, уменьшается при переходе от растяжения к изгибу и сжатию.

В стали НБ-57 исследовали поведение при деформации сжатием и растяжением эвтектических включений двух типов [71]: сульфидной (Fe,Mn)S-FeS и оксисульфидной эвтектики (Fe,Mn)S-FeO. Микротвердость стальной матрицы, сульфидной и оксисудьфидной эвтектик при комнатной температуре составляла соответственно 2700, 1800 и 2600 МПа. При сжатии в интервале температур 25…500°С включения эвтектик пластически деформируются (рис. 2.31, а - в), в них появляются линии скольжения вначале одной, потом нескольких систем.

В процессе развития деформации во включениях скапливаются дислокации, их плотность возрастает, что приводит к упрочнению включений. В местах скопления дислокаций возникают микротрещины, которые распространяются через включение параллельно друг другу. Включения разрушаются при достижении степени деформации 15% (рис. 2.31, г). С повышением температуры трещины возникают все реже и в интервале температур 600…1000°С включения пластически деформируются совместно со стальной матрицей без нарушения сплошности с последней.

При достижении температуры 1050°С включения сульфидной эвтектики, а при 1120°С - включения оксисульфидной эвтектики начинают оплавляться от границ раздела с матрицей. Сплошность вдоль межфазных границ нарушается и в стали образуются полости, которые вначале имеют форму включений, но в процессе своего роста изменяют ее, вытягиваясь в горизонтальном направлении перпендикулярно сжимающим напряжениям (рис. 2.31, д, е). Изменение формы полостей происходит под действием

пластического течения матрицы вблизи включений при сжатии. Аналогичная картина наблюдается при деформации изгибом (рис. 2.31, ж).

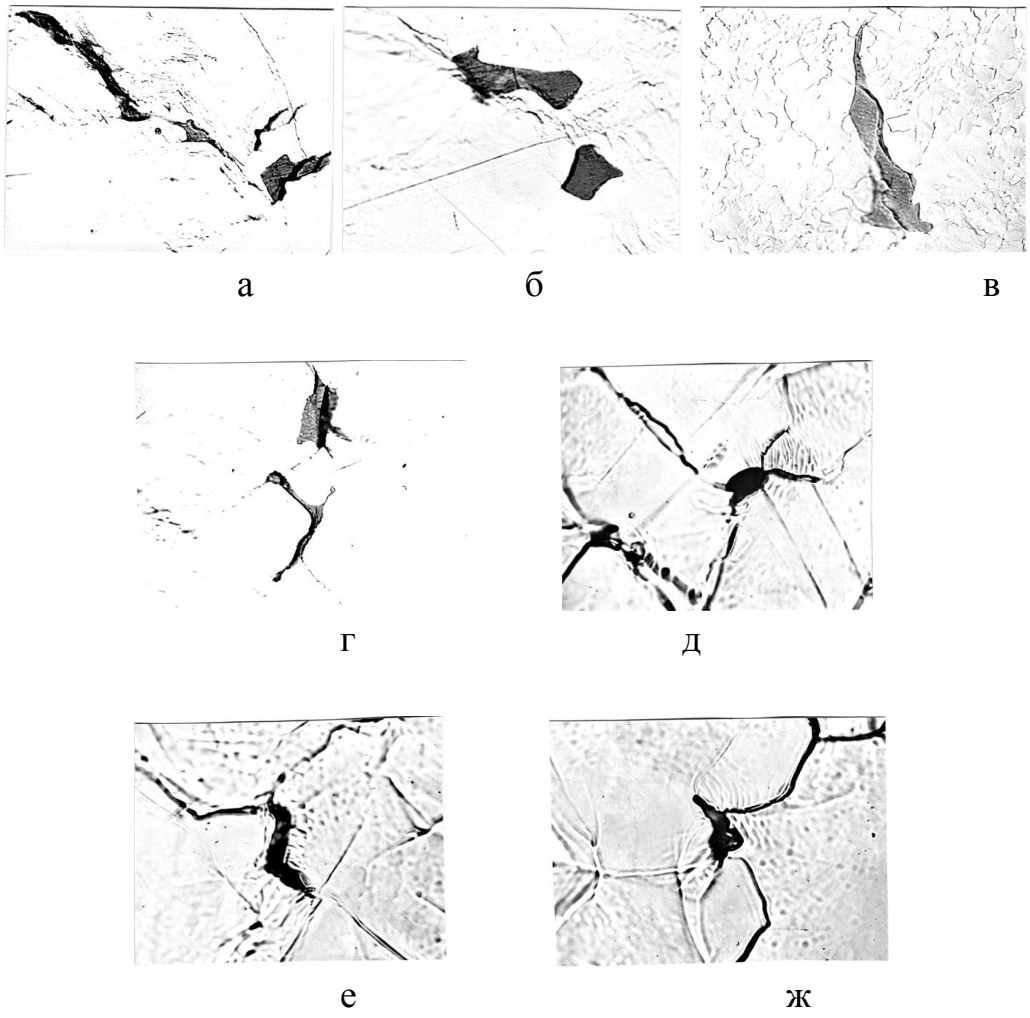


Рис. 2.31. Включения эвтектических сульфидов в стали НБ-57 после деформации сжатием при разных температурах (а - е) и изгибом (ж); х 500.

При деформации растяжением характер возникающих микроразрушений несколько иной. Вблизи включений при всех исследованных температурах возникают полости, природа которых зависит от температуры (см. рис. 2.31). В интервале температур 25…1000°С сульфидные эвтектики пластически

деформируются, во включениях наблюдаются следы скольжения, элементы фрагментации. Образующиеся полости сохраняют форму включений и имеют вид вязких трещин. Степень деформации, при достижении которой возникают полости, зависит от температуры. При сжатии величина $\varepsilon_{кр}$ больше, чем при растяжении для всех температур [71]. Размер полостей возрастает с увеличением степени деформации, причем скорость роста полостей зависит от температуры. При оплавлении включений эвтектик (1050…1200°С) скорость роста вязких полостей резко возрастает, причем при растяжении они растут быстрее, чем при сжатии. После того, как полости при сжатии располагаются горизонтально, их рост замедляется и при дальнейшем развитии деформации, когда образец сплющивается, размер полостей почти не изменяется.

В процессе сжатия при температурах 1050…1200°С полости развиваются по двум этапам. На первом этапе происходит нарушение сплошности вдоль границ раздела включений с матрицей в результате оплавления включений. Второй этап заключается в росте полостей, а также изменении их формы. При растяжении стали развитие полостей в интервале температур 25…1200°С состоит из трех этапов. При сжатии сталь не разрушается даже в интервале температур оплавления включений.

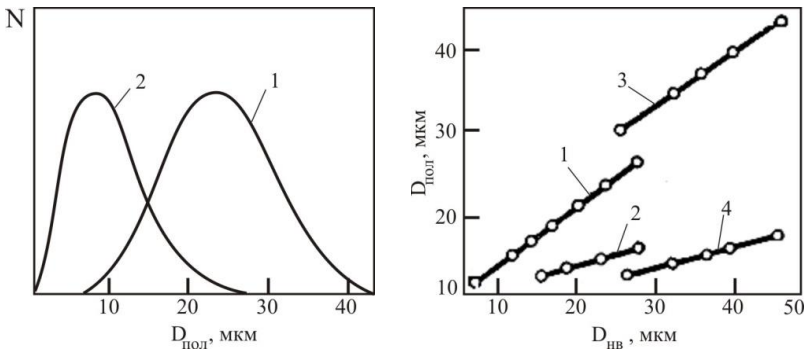
Способ деформации оказывает влияние на характер микроразрушений вблизи включений и величины критического размера включений, критической относительной степени деформации, при достижении которой зарождаются полости, скорость их роста, вклад включений в развитие разрушения стали. При всех способах деформации велико влияние температуры на значения параметров развития микроразрушений. Ддя системы пластичная матрица-неметаллическое включение, как и для любой системы, самым жестким способом деформации является растяжение, причем эта

закономерность справедлива как для недеформируемых, так и для пластичных включений.

В ряде работ показана возможность подавления роста трещин [70] и даже их залечивания при изменении знака действующих напряжений или схемы напряженного состояния при деформации. Эти исследования касаются микротрещин, образовавшихся при деформации в матрице стали или сплава вдали от включений. Задачей настоящего исследования было изучение влияния взрывного воздействия на размеры и морфологию микроразрушений, образовавшееся вблизи включений при предварительной деформации растяжением [79]. Для исследования из сталей 08Ю и НБ-57 изготавливали образцы для испытаний на одноосное растяжение со скоростью перемещения захватов 1680 мм/мин на установке ИМАШ-5С-65. После деформации растяжением центральную часть образцов отрезали и подвергали взрывному воздействию путем соударения с метаемой пластиной. Одну часть образцов исследовали после деформации растяжением, другую - после растяжения и взрыва.

В стали 08Ю вблизи включений корунда и шпинелей, а в стали НБ-57 у включений сульфидных эвтектик при растяжении возникли полости в виде овальных вязких трещин (см. рис. 2.14 и 2.20). Размеры полостей тем больше, чем выше степень деформации, ниже температура и больше размеры включений. После взрывного воздействия изменились размеры и форма полостей, ранее образовавшихся вблизи включений. Уменьшились их размеры, в ряде случаев они превратились в тонкие расслоения вдоль границы раздела включения и матрицы. У мелких включений размерами менее 15 мкм полости исчезали вовсе. Статистическая обработка данных показала, что после взрыва изменилось распределение полостей по размерам, кривая сдвинулась в сторону меньших размеров полостей, креме того, полостей стало меньше (рис. 2.32, а). У включений одного размера величина полостей резко уменьшилась (рис. 2.32, б).

Таким образом, изменение схемы напряженного состояния при нагружении от условий одноосного растяжения к условиям всестороннего сжатия при высокоскоростной деформации привело к частичному или полному захлопыванию полостей вблизи включений. Критический размер включений применительно к этому процессу составил 15 мкм. У более мелких включений полости исчезли полностью, у более крупных - частично.



а б

Рис. 2.32. Кривые распределения полостей по размерам вблизи включений корунда и шпинели в стали 08Ю после растяжения (1) и взрыва (2) (а) и влияние размера включения корунда, шпинели в стали 08Ю (1, 2) и эвтектического сульфида в стали НБ-57 (3, 4) на размер полости после растяжения (1, 3) и взрыва (2, 4) (б).

Захлопывание полостей происходило по механизму сварки взрывом. Под давлением берега полости изгибались (рис. 2.33, а, б) и сближались, в прилегающих областях матрицы развивались пластические сдвиги и ротации, способствующие плотному их соединению [80]. Для импульсного нагружения характерно аномальное ускорение массопереноса как атомов железа, так и примесей [81], а также повышенное количество дефектов кристаллического строения - вакансий и дислокаций [82], особенно вблизи включений, что способствует сварке взрывом.

Адиабатический разогрев матрицы, локализованный вблизи включения, а также трение берегов полости, вызывающее дополнительный локальный подогрев, благоприятно влияют на диффузионное схватывание берегов полости. При частичном захлопывании берегов полость теряет свою овальную форму (рис. 2.33, в).

Микротвердость локальных зон матрицы H_{20} вблизи захловнувшихся или частично захлопнувшихся полостей у включений составляет 8000…10000 МПа, тогда как вдали от включений в стали 08Ю она равна 2100 МПа, в стали НБ-57 - 3200 МПа. Возможно, произошла локальная подкалка матрицы вблизи включений вследствие разогрева и ускоренного охлаждения этих зон.

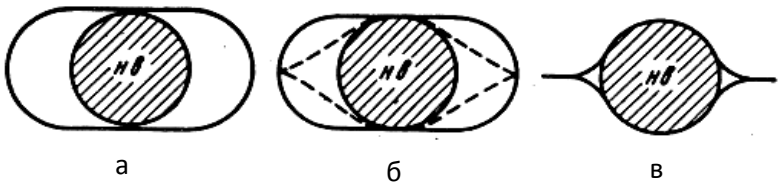


Рис. 2.33. Схема захлопывания полости вблизи включения.

Взрывное воздействие, проводимое после деформации растяжением, привело к изменению формы и размеров микроразрушений, возникших вблизи включений. Вязкие трещины (полости), образовавшиеся при растяжении в результате расслоения вдоль границ раздела включение-матрица, проявили склонность к частичному или полному захлопыванию по механизму сварки взрывом. Хрупкие трещины во включениях склонности к залечиванию не обнаружили. Микросварке взрывом способствовали изменение схемы нагруженя, локализация в матрице вблизи включений пластических сдвигов и ротаций, ускорение массопереноса и увеличение плотности дефектов при взрыве, а также локальный разогрев матрицы вблизи включений.

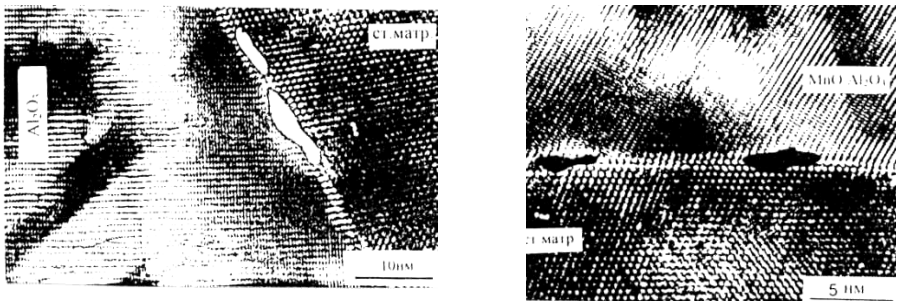
2.4. Сопротивление разрушению межфазных границ включение-матрица

Межфазные границы включение-матрица играют важную роль при протекании структурных и фазовых превращений в сталях под действием разного типа деформационно-тепловых обработок. В процессе различных обработок происходит трансформация этих границ, характер которой определяется многими факторами (тип включения, состав матрицы, условия воздействия и т.д). При этом важную роль играет структура границ включение-матрица [5, 83]. Систематического изучения структуры границ включение-матрица, являющихся разновидностью межфазных границ не проводилось, что связано с чисто методическими трудностями, в первую очередь, очень малыми размерами включений и сложностью приготовления объектов для электронно-микроскопических исследований. Тем не менее, в работе [5] показано, что структура границ включение-матрица зависит от параметра несоответствия кристаллических решеток включения и матрицы и может содержать межфазные дислокации, ступеньки (фасетки), двумерные дефекты упаковки. Эти исследования были направлены на установление активной роли границ включение-матрица, теоретически и экспериментально подтверждающей связь между их структурой и поведением при нагружении, включая термодинамику межфазных реакций и кристаллографическое взаимодействие для оценки структуры границ раздела. Развитие основ инженерии границ включение-матрица требует детального изучения их строения.

Для более глубокого изучения структуры границ включение-матрица следует применить высокоразрешающую электронную микроскопию, позволяющую получить изображение атомных рядов путем направления электронного пучка вдоль плоскости границы раздела включение-матрица,

используя определенный угол наклона. Каждый атомный ряд дает одну проекцию атомного строения границы раздела. Для получения надежного положения атомных рядов, последовательно получают изображения на разных фокусах, проводя количественные разработки, основанные на определении атомных координаций проектируемой структуры [84]. При этом изменяют установленное положение и вычисления изображения для серии фокусов. Наиболее сложной является интерпретация в тех участках границ включение-матрица, где отклонения от совершенных решеток были наиболее экстремальными. Следует отметить, что высокоразрешающий электронный микроскоп (HREM) позволяет определить только структуру, спроектированную на плоскость, и не дает возможности изучения трехмерных структур поверхностей раздела. Структуру границ включение-матрица изучали в исходном литом состоянии, в также после горячей деформации и высокотемпературного отжига [5].

В случае включений, которые плохо смачиваются жидкой сталью (корунд, шпинели) [5], структура границ включение-матрица может иметь множество участков несопряжения кристаллических решеток и субмикрополостей (рис. 2.34).

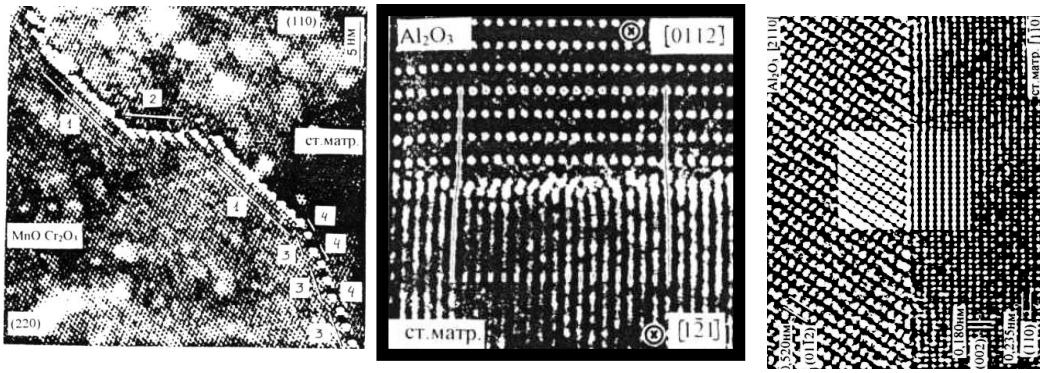


а б

Рис. 2.34. Структура межфазных границ включение-матрица в литых сталях (высокоразрешающая электронная микроскопия)

В то же время, как показали расчеты, и для этих включений возможно хорошее сопряжение решеток включения и матрицы при соблюдении размерного и ориентационного соответствия определенных кристаллографических плоскостей [5, 85 - 88]. Для включений, которые хорошо смачиваются жидкой сталью (нитриды, карбонитриды, оксиды титана, железо-марганцевые сульфиды) определено множество вариантов хорошего совпадения решеток. Очевидно, хорошее сопряжение решеток связано с атомной и сдвиговой релаксацией в границах включение-матрица при их формировании.

Исследования показали, что можно получить широкую гамму структур границ включение-матрица с участками хорошего и плохого сопряжения, субмикропорами, фасетками и ступеньками (2.35, а), а также межфазными дислокациями несоответствия (2.35, б, в). Эти результаты коррелируют с данными изучения структуры границ включение-матрица с помощью просвечивающей электронной микроскопии, позволяющей обнаружить межфазные дислокации и плоские дефекты упаковки (рис. 2.36).

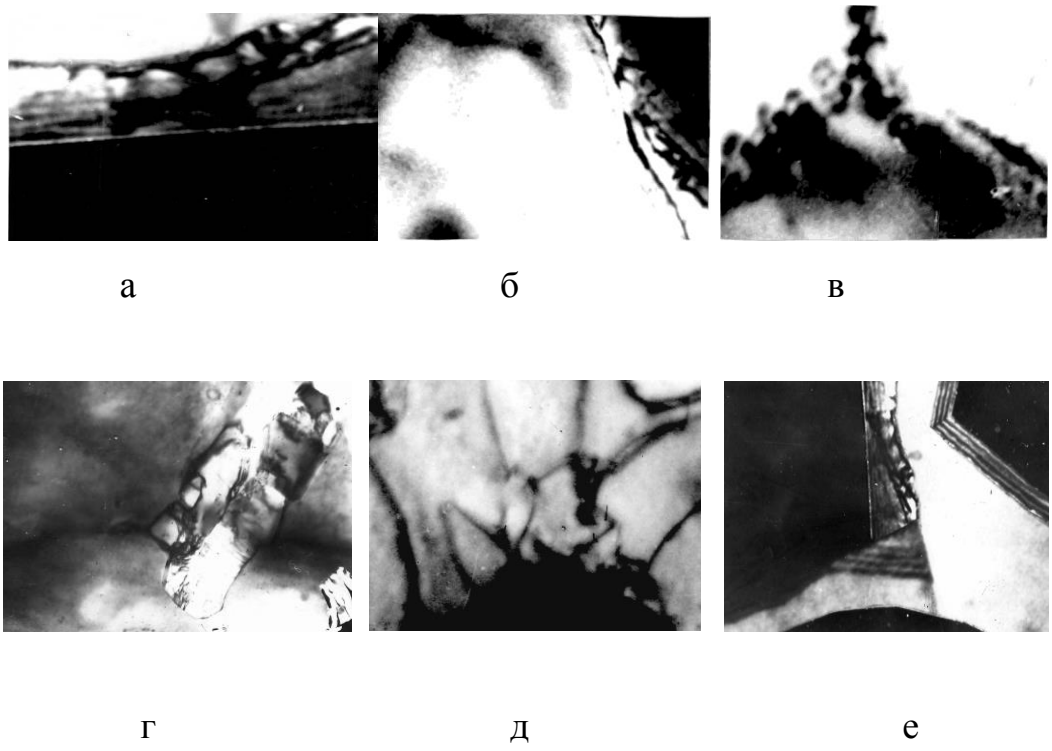


а б в

Рис. 2.35. Ступеньки (а) и межфазные дислокации (б, в) на межфазных границах (A.G. Evans, M. Rühle)

По-видимому, межфазные границы включение-матрица следует отнести к граничным микрофазам или нанофазам, имея ввиду, что они имеют свои термодинамические параметры и

структуру [5]. В системе включение-матрица происходит сложное взаимодействие между решеточными дислокациями матрицы и включения, а также межфазными дислокациями на границе их раздела. Эти три типа дислокаций образуют сеть линейных дефектов, принизывающих изучаемый объект - включение-матрица (рис. 2.37).



а б в

г д е

Рис. 2.36. Структура границ включение-матрица в литых сталях (просвечивающая электронная микроскопия); х60000

Последующие обработки (горячая деформация, высокотемпературный отжиг) привели к сложной трансформации границ включение-матрица, при этом каждая обработка вносила свои особенности в развитие трансформации и характер релаксационных процессов, протекающих в границах включение-матрица [5, 86 - 88]. При горячей деформации в процессе проскальзывания на границах включение-матрица образуются фасетки, ступеньки (рис. 2.38), что свидетельствует о формировании участков границы с низкой энергией по

механизму пластической релаксации, по-видимому, в результате сдвигового сопряжения решеток. Возможно, границы общего типа становятся вицинальными либо специальными.

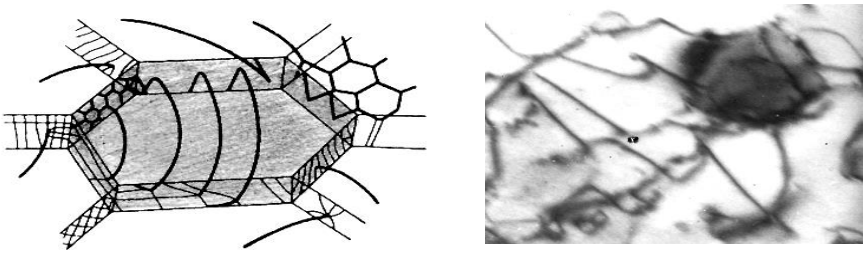


Рис. 2.37. Взаимодействующие дислокации в системе включение-матрица

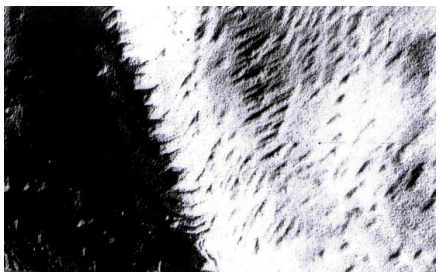


Рис. 2.38. Фасетирование границы включение-матрица после проскальзывания; х60000

При высокотемпературном отжиге главную роль в протекании релаксационных процессов в границах включение-матрица играют как диффузия с активным перемещением вакансий, так и процессы возврата в межфазных границах, что говорит о диффузионно-дислокационной природе релаксации [5, 86 - 88]. Эти процессы привели к изменению энергетического и структурного состояния границ включение-матрица, которое в зависимости от характера трансформации может быть равновесным и неравновесным в разной степени. На границах

после разных обработок наблюдаются межфазные дефекты, такие как дислокации, ступеньки, плоские дефекты упаковки, расщепленные дислокации, сегрегации примесей, граничные фазы [5].

При исследовании структуры границ включение-матрица в литом состоянии, а также после разных обработок обнаружены различные межфазные дефекты, которые можно разделить на структурные и химические. Структурные дефекты представляют собой фасетки-ступеньки, межфазные дислокации, внесенные решеточные дислокации, субмикропоры. К химическим дефектам следует отнести сегрегации, градиент концентрации компонентов во включении и матрице, приводящий к химическим реакциям, а также граничные фазы – продукты этих реакций.

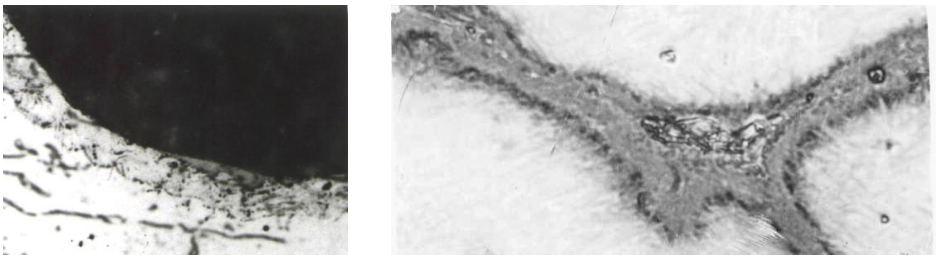
Ступеньки или фасетки наблюдаются в границе включение-матрица, если ее плоскость не совпадает с кристаллографической плоскостью с низкими индексами у включения и стальной матрицы. Высота ступеньки меняется между атомными уровнями, создавая «шероховатости» при сопряжении, которые должны увеличивать сопротивление разрушению границы включение-матрица. Дислокации наблюдали на самой границе включение-матрица или около нее. Изначально появление межфазных дислокаций связано со сдвиговой релаксацией, происходящей при формировании границы включение-матрица. В процессе высокоэнергетических обработок (горячая деформация, лазерное воздействие, высокотемпературный отжиг) межфазные дислокации могут генерироваться в изучаемых границах. Кроме того, в межфазных границах находятся внесенные решеточные дислокации, которые попадают туда при деформации либо релаксации термических напряжений, причем представляется очевидным, что после деформации большинство дислокаций, наблюдаемых в границах включение-матрица, являются внесенными. Плоские дефекты упаковки на границах включение-матрица являются

результатом расщепления межфазных дислокаций, что может происходить при диффузионном или сдвиговом сопряжении решеток включения и матрицы.

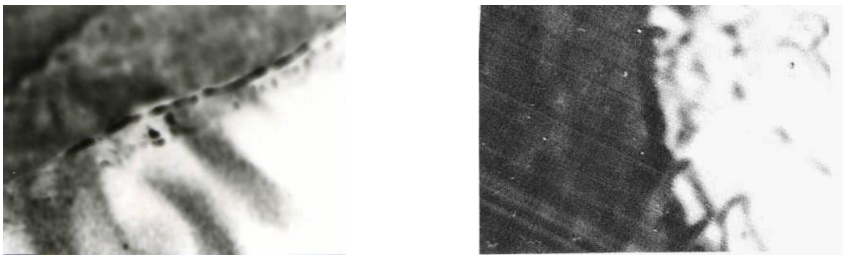
Химические дефекты на границе включение-матрица имеют место благодаря скачку концентраций компонентов, входящих в состав включения и стальной матрицы. Эти дефекты могут быть вызваны любой причиной – сегрегацией, диффузией (объемной во включении и матрице, в том числе восходящей; граничной – как продольной, так и поперечной; «трубочной» вдоль решеточных или межфазных дислокаций), реакциями между компонентами и образованием граничных фаз. Тип дефекта зависит от контактирующей пары включение-матрица и вида обработки. Сегрегации часто наблюдаются на границах включение-матрица, хотя их сложно выделить и обычно их «присоединяют» к включениям. Реакции между компонентами включения и матрицы могут иметь место на границе раздела при диссоциации либо растворении включения при стремлении достижения на границе равновесной концентрации элементов. Характер концентрационной кривой на границе включение-матрица зависит от вида обработки. При всех исследованных обработках наблюдали насыщение матрицы элементами включения при его растворении, плавлении, диссоциации [5]. Характер и структура зоны насыщения определяется режимом воздействия, когда развиваются такие процессы, как диффузия, скоростной массоперенос, пластические сдвиги. В таких же условиях происходит насыщение поверхностного слоя включения элементами матрицы [5]. Контактное взаимодействие между включением и матрицей в процессе высокоэнергетических воздействий приводит к образованию композитных зон разного типа, окружающих включения [5].

В случаях образования сегрегаций (рис. 2.39, а, б) и особенно граничных фаз (рис. 2.39, в, г), когда наблюдаются всплески концентрации элементов, важно предсказать конечный фазовый продукт. Однако, даже если известны все

термодинамические данные, позволяющие рассчитать области различных фаз и их сопряжение, точно предсказать фазовый продукт крайне сложно, так как кинетическое обсуждение этого процесса крайне запутано. Примером служат граничные фазы, идентифицированные при лазерном воздействии [5, 6]. Для диффузионных процессов, происходящих при отжиге, процесс образования новых фаз контролируется различием коэффициентов диффузии элементов, и значит, межфазная композиция зависит от химических реакций.



а б



в г

Рис. 2.39. Сегрегации (а, б) и граничные фазы (в, г) на границах включение-матрица после горячей деформации (а, в) и высокотемпературного отжига (б, г); а, в, г – х20000, б – х900х4

Исследования границ включение-матрица с помощью высокоразрешающей электронной микроскопии показали, что их структура в общем состоит из областей локализованных сдвигов, так называемых межфазных дислокаций несоответствия, которые отделены упруго напряженными зонами участков относительно хорошего сопряжения решеток

включения и матрицы. Структура свободных поверхностей включения и матрицы, как и любых свободных поверхностей, характеризуется терминами «локализованных ступенек», которые отделены зонами «плоских» участков поверхности [89].

Анализ результатов исследования структуры границ включение-матрица дает возможность разделить эти границы на несколько видов: специальные, содержащие немного дислокаций, вицинальные со ступеньками, а также общего типа, содержащие множество дислокаций и дефекты упаковки. Кроме того, границы включение-матрица можно разделить, по аналогии с зеренными границами, на малоугловые, среднеугловые и большеугловые [5]. Были рассчитаны углы разориентировки Θ для разных границ (табл. 2.4).

Таблица 2.4.

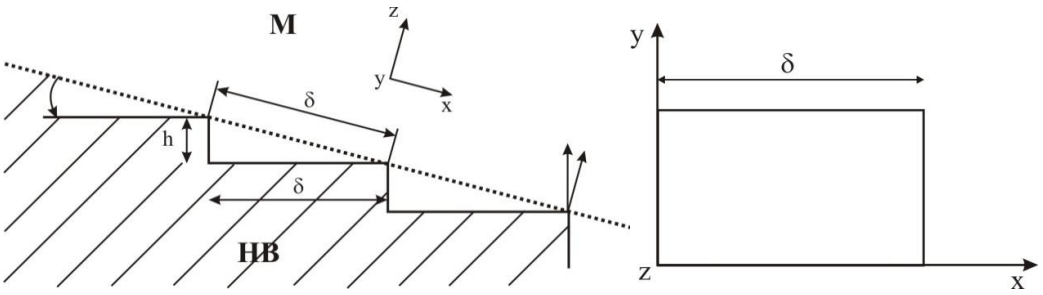
Углы разориентировки Θ для разных межфазных границ

система	Θ, ^{0}
$TiCN_{(111)}$ - $феррит_{(110)}$	3,6
$MnO{\cdot}Al_2O_{3\ (220)}$ - $феррит_{(a)}$	4,5
$FeO{\cdot}SiO_{2\ (130)}$ - $феррит_{(110)}$	4,2
$MgO{\cdot}Al_2O_{3\ (220)}$ - $феррит_{(110)}$	15,6
$MnO{\cdot}Al_2O_{3\ (642)}$ - $феррит_{(110)}$	12,4
$MnS_{(111)}$ - $феррит_{(a)}$	4,3
$SiO_{2\ (102)}$ - $феррит_{(a)}$	32,5

Эти результаты являются примерами получения различных углов разориентировки Θ, хотя их недостаточно для проведения строгой классификации границ включение-матрица по этому показателю. В отличие от зеренных границ, при такой классификации величины углов Θ для границ включение-матрица должны быть иными. Не стремящаяся к нулю величина Θ добавляет границам включение-матрица крутящую (поворотную) компоненту, т.е. наличие винтовых межфазных

дислокаций и дисклинаций вдобавок к наклонной компоненте, связанной с краевыми межфазными дислокациями.

Безусловно, по аналогии с трехмерной кристаллической решеткой, на границах включение-матрица в случае сопряжения фаз (включения и матрицы) можно ввести понятие элементарной ячейки, однако, она должна быть плоской, поскольку принадлежит поверхностному дефекту (межфазной границе). Это рассуждение применимо для вицинальных и специальных границ включение-матрица. На рис. 2.40 показана схема элементарной ячейки вицинальной границы включение-матрица.



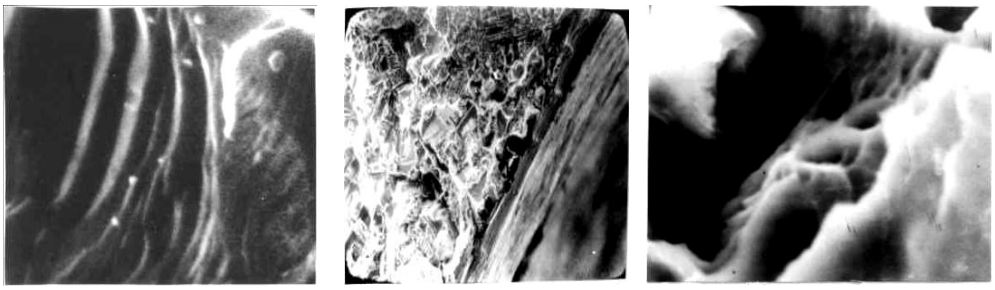
а б

Рис. 2.40. Схема вицинальной границы включение-матрица: а – вид вдоль оси у (параллельно ступенькам), б – вид в плоскости х-у

Поскольку сопряжение решеток включения и матрицы возможно как по параметрам их решеток, так и по кристаллографическим плоскостям с благоприятным ориентационным и размерным соответствием [5], по аналогии с работой [90], посвященной компьютерному моделированию зеренных границ, наименьшие элементарные ячейки в границах находятся в плоскостях с наибольшими значениями индексов Мюллера d(hkl). Таким образом, для границ включение-матрица можно выбрать примитивные плоские элементарные ячейки с принципиально различными сопряжениями решеток включения и матрицы, а также разными атомными сдвигами между напряженными и ненапряженными участками в структуре границ.

Декогезия (или разрушение) границы включение-матрица на две свободные поверхности может быть рассмотрена как обратимая трансформация межфазных дислокаций несоответствия в поверхностные ступеньки. И межфазные дислокации, и поверхностные ступеньки связаны с сильно искаженными зонами решеток включения и матрицы, которые окружены полями упругих напряжений. Поэтому декогезия границы включение-матрица включает в себя трансформацию внутренних зон межфазных дислокаций во внутренние зоны поверхностных ступенек, т.е. преобразование полей упругих напряжений вблизи межфазных дислокаций в окружающие поверхностные ступеньки поля напряжений с намного меньшим радиусом действия. Следует отметить, что такие рассуждения справедливы для упругих явлений, сопровождающих это преобразование. Пластические явления также несомненно имеют место и значительно усложняют процесс трансформации межфазных дислокаций в поверхностные ступеньки. О наличии ступенек на поверхности включения и матрицы после декогезии (разрушения) границы включение-матрица свидетельствует рис. 2.41.

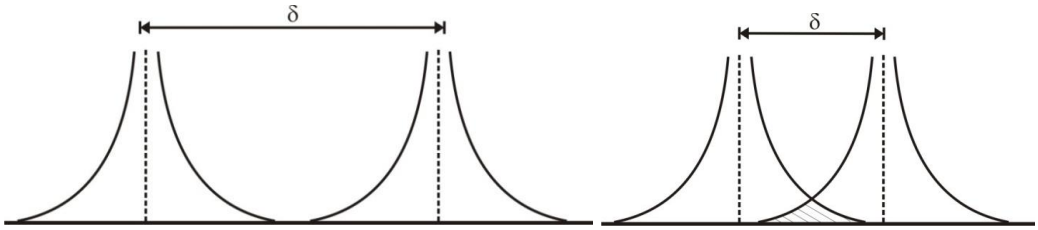
Эти же рассуждения, по-видимому, можно применить и к процессу проскальзывания, так как появление ступенек на границе включение-матрица (см. рис. 2.38) свидетельствует об аналогичном процессе преобразования межфазных дислокаций в граничные ступеньки (хотя здесь не происходит образования свободных поверхностей включения и матрицы). Появление ступенек очевидно связано с кристаллографической ориентацией участков границы, а также с тем, что межфазные дислокации характеризуются двумя степенями свободы, лежащими в плоскости границы. Это позволяет понять природу кристаллографической анизотропии разрушения границы включение-матрица.



а б в

Рис. 2.41. Ступеньки на разрушенной границе включение-матрица; а, в – х2000, б – х1200

Исследование роли дислокаций в декогезии границ включение-матрица должно привести к качественно различному поведению вицинальных и специальных границ, а также границ общего типа включение-матрица при разрушении. В случае вицинальной границы упругая энергия взаимодействия ступенек определяется заштрихованной площадью перекрытия упругих полей смещения, окружающих каждую ступеньку (рис. 2.42), причем сила отталкивания должна уменьшаться при уменьшении расстояния между ступеньками.



а б

Рис. 2.42. Схемы полей упругих напряжений между ступеньками на границе включение-матрица

Для специальной границы, содержащей межфазные дислокации несоответствия, упругая энергия взаимодействия дислокаций зависит от энергии их ядер. Как и в случае ступенек, энергия взаимодействия между межфазными дислокациями в границе определяется площадью перекрытия упругих полей

смещений, окружающих каждую дислокацию. При наличии в границах включение-матрица общего типа множества дислокаций разных знаков, поля напряжений индивидуальных дислокаций взаимно уничтожаются и здесь важны такие параметры, как плотность и знаки дислокаций. Характер взаимодействия межфазных дислокаций в границах включение-матрица должен определяться соотношением энергий их упругого взаимодействия и энергии ядер дислокаций в свободных поверхностях включения и матрицы. Для разрушения границы включение-матрица необходима упругая работа, способная преобразовать дальнодействующие поля напряжений возле межфазных дислокаций в действующие на короткие расстояния поля напряжений возле ступенек.

Таким образом, существуют четкие эффекты в работе адгезии, связанные с внутренними областями и упругими полями напряжений межфазных дислокаций и ступенек. Различие физического поведения границ включение-матрица разных типов состоит в том, что работа адгезии вицинальных границ включение-матрица определяется как упругими, так и внутренними эффектами; в границах общего типа, где ядра дислокаций перекрываются, доминируют внутренние эффекты, связанные с внутренней энергией межфазных дефектов; в специальных границах упругие эффекты практически не участвуют в работе адгезии [90]. Для анализа этих процессов необходимо применить компьютерное моделирование, например, модели разрушенных связей, которые позволяют получать пики на энергетических кривых (энергия-ориентировка границ), однако, они не учитывают эффекты упругих взаимодействий в системе граничных дефектов. Очевидно, что большеугловые границы включение-матрица общего типа представляют группу межфазных границ с наименьшей работой адгезии, за ними следуют вицинальные и затем специальные границы включение-матрица.

Природа разрушения границ включение-матрица, во многом, кристаллографическая. Энергия упругого взаимодействия дислокаций и потеря сопряженности должны приводить к быстрому увеличению энергии такой границы, по сравнению с энергиями свободных поверхностей включения и матрицы. Это приведет к относительно большой энергии границ включение-матрица и, соответственно, меньшей работе адгезии для большеугловых границ. Результаты расчетов возможных сопряжений на границах включение-матрица [5] показали особую роль плотнейших плоскостей решеток фаз (включения и матрицы) в формировании сопряжения на границе включение-матрица. Поэтому следует предположить важную роль этих плотноупакованнях плоскостей, обусловливающих более низкую энергию границ включение-матрица, в работе адгезии. Однако этот фактор не является единственным, и наряду с ним важную роль играют процессы взаимодействия межфазных дефектов. Работа адгезии может быть разложена на составляющую разрыва связей (совпадающую с внутренними областями ступенек и межфазных дислокаций) и упругую энергию взаимодействия между этими дефектами. При этом работа адгезии должна зависеть от различия в количестве межатомных связей, разрушившихся на две свободные поверхности включения и матрицы, и общего количества межатомных связей в границе включение-матрица. При обсуждении роли разорванных межатомных связей очевидно, что небольшие сдвиги атомов, расположенных вблизи межфазных дислокаций и ступенек, не должны играть главную роль в рассогласовании связей, приходящихся на единицу площади границы. Представляется важным, что ядра именно межфазных дислокаций и ступенек являются причиной разрушения связей на границах включение-матрица, причем очевидно, что поскольку энергии упругих полей напряжений, приходящихся на единицу длины межфазных дислокаций и

ступенек, существенно отличаются, подавляющая роль принадлежит ядрам межфазных дислокаций.

Таким образом, сильно искаженные области вблизи межфазных дислокаций в результате перекрытия упругих полей напряжений являются источником их взаимодействия в границах включение-матрица. Энергия и работа адгезии специальных и большеугловых границ общего типа определяется разорванными межатомными связями, вицинальных границ включение-матрица – упругими и внутренними эффектами. Изменение внутренней энергии U границы включение-матрица при разрыве межатомных связей представляется как кривая с минимумом, соответствующим межатомному расстоянию a_0, а производная $\partial U / \partial a$ характеризует изменение когезионной прочности границы (см. рис. 2.28, в). Схема расслоения границы при разрыве межатомных связей в момент между величинами межатомных расстояний a_0 (равновесного) и a_{max} (перед разрушением границы) приведена на рис. 2.43.

Критерием величины межфазной связи является соотношение между модулями сдвига границы включение-матрица $G_{B\text{-}M}$ и модулями сдвига включения G_B и матрицы G_M. В случае сильной связи $G_{B\text{-}M} \sim G_B, G_M$ граница раздела может выдерживать достаточно большие напряжения, определяемые величиной теоретической прочности ($G_{B\text{-}M}/15$). При слабой связи $G_{B\text{-}M} << G_B, G_M$ граница раздела не выдерживает больших напряжений. Экспериментально определить величину $G_{B\text{-}M}$ для неметаллических включений в стали пока не представляется возможным.

Разнообразие процессов, происходящих на границах включение-матрица стали и позволяющих влиять на структуру и поведение этих границ, привело к необходимости определить работу адгезии [88]. Термодинамический подход определяет ее как работу, необходимую для обратимого разделения поверхности раздела включение-матрица:

$$W_{ад} = \gamma_в + \gamma_м - \gamma_{в\text{-}м} \qquad (2.29)$$

где $\gamma_в$ и $\gamma_м$ - свободная энергия релаксированных поверхностей соответственно включения и матрицы; $\gamma_{в\text{-}м}$ - энергия релаксированной поверхности включение-матрица.

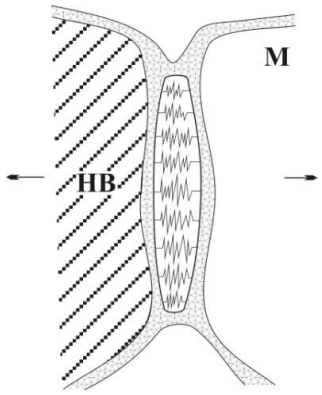


Рис. 2.43. Схема разрыва межатомных связей на границе включение-матрица

Таким образом, величина $W_{ад}$ – это обратимая работа, отнесенная к единице площади поверхности, необходимая для разрыва межфазных связей на две свободные поверхности (рис. 2.44).

Точно рассчитать величину $W_{ад}$ невозможно. На практике ее можно определить приблизительно при измерении контактного угла Θ, установившегося между твердой матрицей и включением [91]:

$$W_{ад} = \gamma_м (1 + Cos\Theta) \qquad (2.30)$$

Следует отметить, что адекватные измерения величин $\gamma_м$ и $Cos\Theta$ представляют собой сложную экспериментальную задачу. К тому же, часто величина $\gamma_м$ является анизотропной, поэтому решающим фактором может быть кристаллография межфазной границы. Таким образом, равновесное состояние устанавливается допускаемым достаточным массопереносом и ассоциируется с морфологической эволюцией и включения, и стальной матрицы.

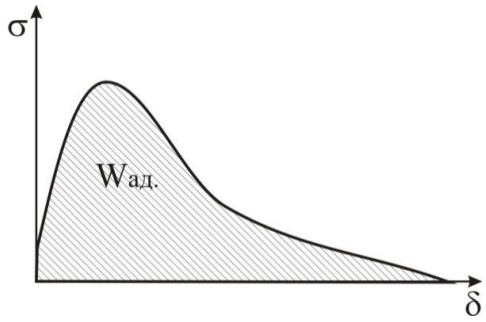


Рис. 2.44. Определение работы адгезии модельной системы

Работа адгезии, безусловно, зависит от структурных и химических дефектов границы включение-матрица. Используя данные по определению величин $\gamma_м$ и Θ для разных систем [91], были рассчитаны значения работы адгезии для включений, склонных и не склонных к образованию полостей (табл. 2.5).

Таблица 2.5.

Значения работы адгезии границы включение-матрица для разных типов включений

Система включение-матрица	$W_{ад}$, Дж/м^2
Al_2O_3 - 08Ю	0,35
$MnO{\cdot}Al_2O_3$ - 60Г	0,43
$FeO{\cdot}Cr_2O_3$ - 12Х18Н10Т	0,51
TiCN - 08Т	0,91
$FeO{\cdot}SiO_2$ - 08Ю	0,95

Энергия разрушения поверхности раздела между несходными материалами Γ_i может быть определена при механических испытаниях. Для изучаемой системы включение-матрица необходимо было прибегнуть к модельной системе, хотя влияние масштабного фактора будет, по-видимому, несколько изменять результат. Пластина монокристалла сапфира Al_2O_3 (как известно, он идентичен включению корунда), находилась между двумя наращенными монокристаллами железа (рис. 2.45). На

поверхности раздела была подготовлена микроскопическая трещина (1мм), а затем определена величина Γ_i в зависимости от нагрузки, при которой трещина расширяется вдоль поверхности раздела (рис. 2.46).

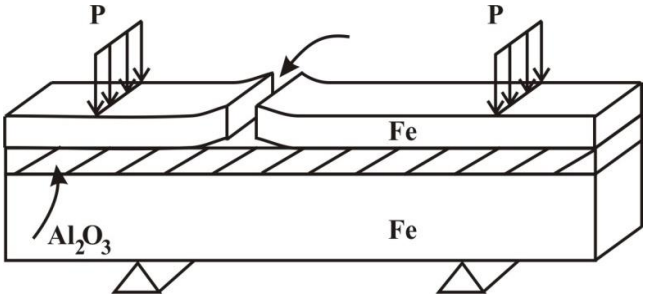


Рис. 2.45. Схема испытания образца из монокристаллов железа и сапфира

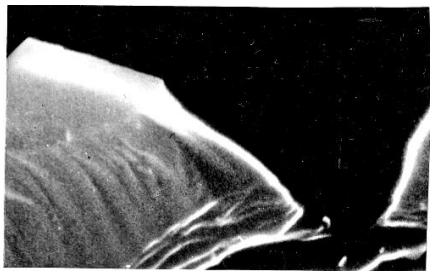


Рис. 2.46. Профиль фронта межфазной трещины после испытаний; х1200

Наблюдение за межфазной трещиной показало, что ее распространение вдоль межфазной границы является неустойчивым, однако, она расширяется при постоянной скорости, если приложенная нагрузка постоянна. При увеличении нагрузки скорость распространения трещины возрастала. Количественная оценка энергии разрушения, полученная в работе [91] дала величину порядка 45 Дж/м^2. Для модельной системы Al_2O_3-железо получили значение сопротивления разрушению границы раздела Γ_i = 42 Дж/м^2, что значительно выше, чем работа адгезии и близко к оцененной

количественно энергии разрушения. Сопротивление разрушению монокристалла сапфира Al_2O_3 было выше (~ 75 Дж/м^2) [91]. Такое различие свидетельствует о рассеянии (диссипации) энергии, сопровождающей распространение межфазной трещины, что может быть связано с деформацией пластичного слоя (железа); тогда этот процесс можно назвать пластической релаксацией в железе, что имеет место и в системе включение-матрица стали.

После испытания была оценена плотность дислокаций вблизи трещины в пластичном слое с помощью рентгеноструктурного анализа. Максимальная плотность дислокаций $\rho_{\perp} \sim 10^{12}$ см$^{-2}$ была на поверхности разрушения, затем она уменьшилась при удалении от поверхности до 10^{10} см$^{-2}$. Эти величины характеризуют достаточно высокий уровень пластической диссипации в железе (волну диссипации от поверхности разрушения в глубь образца).

По-видимому, на величину Γ_i оказывают влияние различные шероховатости (ступеньки), модули сдвига сапфира, железа и границы их раздела, а также толщина слоев испытуемых материалов. Вклад сопротивления разрушению Γ_i должен быть оценен и понят в порядке контроля механического поведения границ включение-матрица сталей.

Результаты теоретических и экспериментальных исследований, приведенные в гл. 2.4 позволяют сделать следующие выводы. Изучение структуры границ включение-матрица в литом состоянии, а также после различных обработок показало, что они содержат участки хорошего сопряжения решеток, а также различные межфазные дефекты. Эти дефекты можно разделить на структурные (фасетки-ступеньки, межфазные дислокации, внесенные решеточные дислокации, субмикропоры) и химические (сегрегации, градиенты концентрации компонентов во включении и матрице, приводящий к химическим реакциям, граничные фазы – продукты этих реакций). Исследования позволили предложить

модель декогезии (разрушения) границы включение-матрица на две свободные поверхности как обратимую трансформацию межфазных дислокаций несоответствия в поверхностные ступеньки, включающую в себя преобразование полей упругих напряжений вблизи межфазных дислокаций в окружающие поверхностные ступеньки поля напряжений с намного меньшим радиусом действия. Исследование роли дислокаций в декогезии границ включение-матрица приводит к качественно различному поведению вицинальных, специальных и границ общего типа включение-матрица при разрушении. Такие рассуждения справедливы для упругих явлений, сопровождающих это преобразование. Используя модельные системы, проведена расчетная оценка работы адгезии и экспериментальная оценка сопротивления разрушению границ включение-матрица, что особенно важно для включений, склонных к образованию полостей и хрупких расслоений путем пластической либо хрупкой декогезии межфазных границ при различных видах нагружения.

2.5. Разрушение неметаллических включений при пластической деформации стали

Разрушение включений различных типов исследовали при деформации образцов из сталей 08Т, 08Ю, 12ГС, 08кп, 09Г2С, НБ-57, 08ГСЮТФ в интервале температур 20…1200°С [92,93]. Образцы сталей 08Т и 08Ю подвергали растяжению, сжатию и изгибу, стали НБ-57 - растяжению и сжатию, сталей 08кп, 08Х, АЦ45Х, АЦ18ХГТ, ШХ15 - растяжению в вакууме при температурах 20…1200°С на установках Инстрон-1195 и ИМАШ-5С-65 со специальными захватами, скорость перемещения которых составляла 20 мм/мин. Кроме того, изучали образование трещин во включениях при разных скоростях деформации.

Механизмы зарождения трещин в неметаллических включениях носят дислокационный характер, фактически все известные дислокационные модели зарождения трещин (Зинера-Стро, Коттрелла, Гилмана, Орована-Стро и других) могут быть применены для включений. Возникновению трещин предшествует локальная пластическая деформация, приводящая к концентрации напряжений. Плоскостью скола многих включений со структурой типа NaCl является плоскость (100), характеризуемая минимальной поверхностной энергией. Трещины в плоскостях {100} в этом случае возникают по механизму Коттрелла в результате взаимодействия плоскостей скольжения {100}. Микротрещины скола во включении могут возникать и на границах зерен при взаимодействии их с полосами скольжения. Большое значение при этом имеет тип границы. Малоугловые границы пропускают скользящие дислокации без образования трещин. Среднеугловые границы прозрачны для винтовых дислокаций и блокируют краевые. Большеугловые границы способствуют зарождению трещин.

Хрупкие включения разрушаются от нормальных напряжений, как бы не прикладывали внешнюю нагрузку. Для них, как и для вязких материалов, существует кинетика разрушения. Распространение трещин во включениях проходит в две стадии: докритическую и закритическую. Длина равновесной трещины при растяжении и изгибе в тугоплавких включениях намного меньше, чем в металлах [185]. В стали 08Т исследовали включения TiN, TiCN, TiO, TiO_2, Ti_2O_3, TiO-TiC, FeO-TiO_2. При деформации стали в интервале температур 25…1200°С в матрице вблизи включений наблюдали локализацию деформации, приводящую к концентрации напряжений и скоплению большого количества дислокаций у границы раздела включение-матрица. Процесс локализации напряжений и деформаций послужил причиной образования трещин во включениях с титаном (рис. 2.47, а), в отличие от включений корунда или шпинелей в стали 08Ю. В стали О8Ю

аналогичный вид микроразрушений, а именно трещины, наблюдали во включениях силикатов железа и марганца (рис. 2.47, б), которые при более высоких температурах пластичны (рис. 2.47, в, г).

Во включениях могут развиваться как хрупкие, так и вязкие трещины (рис. 2.47, д). В хрупкой области прочностные свойства тугоплавких включений определяются в основном соотношением Гриффитса. Пластическая деформация локализована лишь вблизи трещин. В хрупко-пластичной области возрастает роль пластической деформации в зарождении трещин. В пластической области развивается внутризеренное скольжение и проскальзывание вдоль границ, трещины появляются в основном на границах зерен. Механизм разрушения включений не одинаков (рис. 2.48, а - д), что связано с различием типов включений и механизмов пластической деформации при разных температурах. Чаще происходило хрупкое разрушение включений (рис. 2.48, а - г, е, ж), что согласуется с механизмом образования и роста в них хрупких трещин.

Если во включениях возникали вязкие трещины, излом включений носит вязкий характер (рис. 2.48, д). Как правило вблизи изучаемых включений в изломах отсутствовали крупные лунки (рис. 2.48, е, ж), поскольку в процессе развития разрушения не возникали полости в результате декогезии границ включение-матрица (сравнить с рис. 2.14, 2.20).

Трещины образуются во включениях, размер которых больше критического. Для включений Ti_20_3, TiO, TiO-TiC, TiN, TiCN при температуре 20°С он составляет ~ 15 мкм, для TiO_2, $FeO\text{-}TiO_2$ - 21 мкм и для силикатов $MnO.SiO_2$ и $FeO.SiO_2$ - 23 мкм.

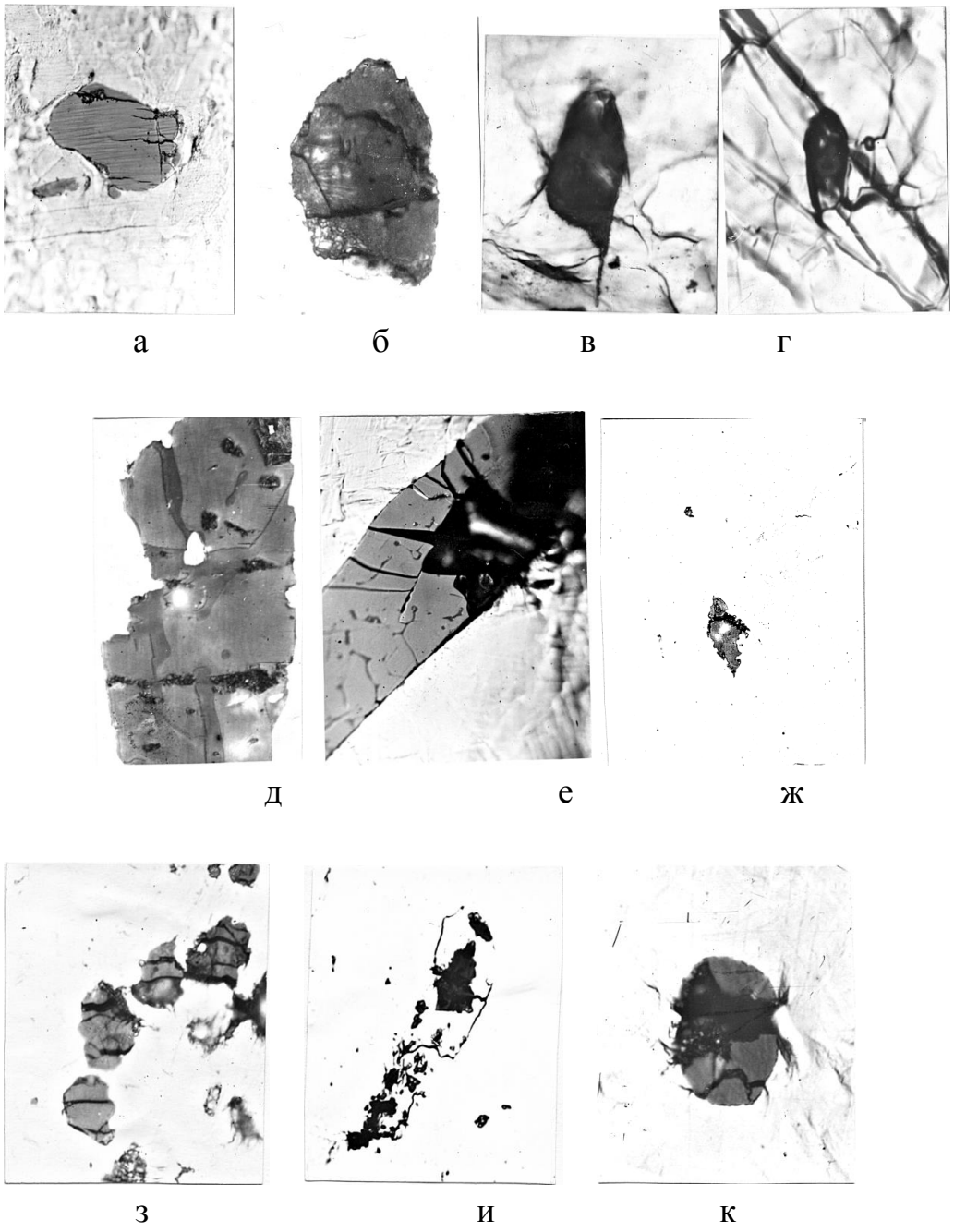
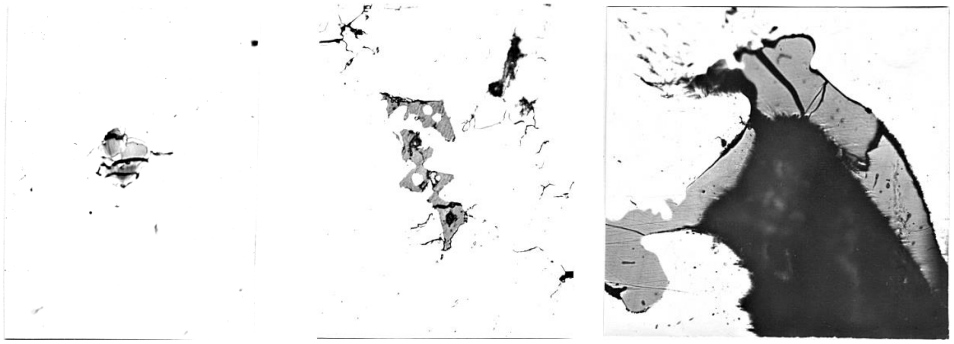
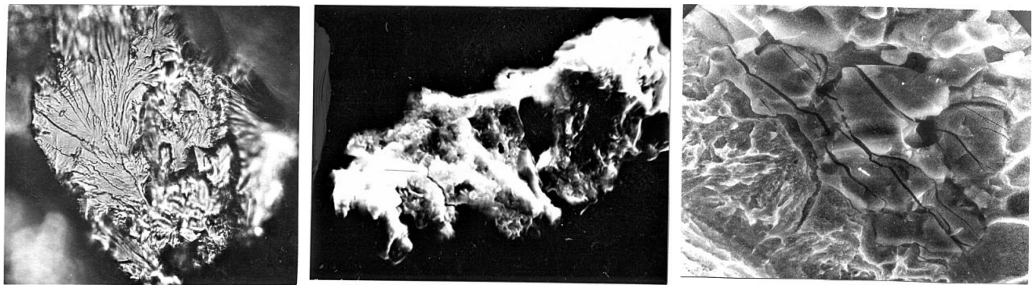


Рис. 2.47. Включения TiCN в стали 08Т (а, и, л) и $MnO.SiO_2$ в стали 08Ю (б - з, к, м, н) после деформации: а, д - ε= 6 %, t = 25°С; б - ε= 6 %, t = 600°С; в - ε = 40 %, t = 600°С; г - ε= 40 %. t = 900°С; е - ε = 10 %, t = 25°С; ж – м - ε = 20 %, t = 25°С; х 900

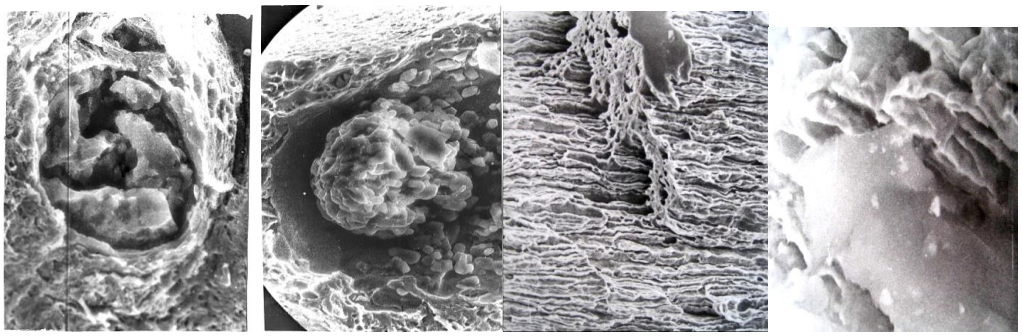


л м н

Рис. 2.47. Продолжение.



а б в



г д е ж

Рис. 2.48. Разрушенные включения $MnO{\cdot}SiO_2$ (а, в, г), Al_2O_3 (б, д), TiCN (е, ж) в изломах сталей 08кп (а), 08Ю (б - д) и 08ГСЮТФ (е, ж); х 1200

Включения условно разделили на три группы в зависимости от их механических свойств, судить о которых можно, зная значения микротвердости. Самые твердые включения первой группы (1470…1610HV) имеют меньшее

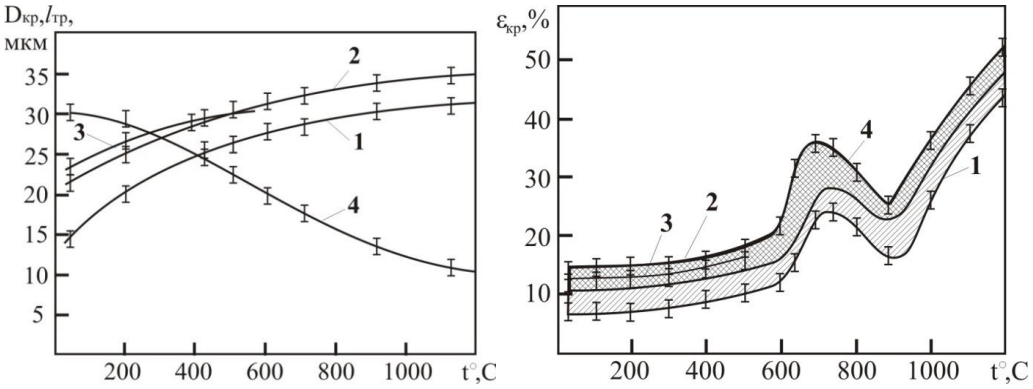
значение критического размера, как самые хрупкие. Микротвердость включений второй и третьей групп ниже (соответственно 600…630 и 490…550HV) и эти включения имеют больший критический размер. Следует отметить, что критический размер включений корунда и шпинелей в стали 08Ю для комнатной температуры составил лишь 6 мкм, что значительно меньше, чем в рассматривавшихся случаях.

Значит, концентрация напряжений, возникающая у включений корунда и нитрида титана, размер которых составляет 6 мкм, достаточна для нарушения сплошности вдоль границы раздела Al_20_3-сталь и образования полости и мала для разрушения включения TiN. Прочность границы раздела включения корунда с матрицей значительно ниже межмолекулярной прочности во включениях с титаном и для образования полостей у включений с примерно одинаковой твердостью нужны меньшие напряжения в матрице, чем для зарождения трещин.

При повышении температуры критический размер включении всех трех групп возрастает (рис. 2.49, а) в связи с увеличением пластичности матрицы. Размеры включений силикатов в стали 08Ю определяли в интервале температур 25…500°С, поскольку при 600°С и выше они становятся пластичными [6, 7]. При 600-700°С силикаты проявляют слабую пластичность (рис. 2.47, в), а при 900°С легко деформируются совместно с матрицей (рис. 2.47, г). Ни в одном из перечисленных случаев нарушения сплошности вдоль границы раздела с ферритной или аустенитной матрицей не наблюдали.

Трещины во включениях возникают при достижении определенного (критического) значения степени деформации, величина которой зависит от типа включения. У самых твердых включений первой группы при комнатной температуре она составляет 10%, у включений второй и третьей групп, хрупкость которых меньше - соответственно 12 и 15%. При изменении температуры критическая величина степени деформации для

всех типов включений изменяется. Характер кривых 1, 2, 3 на рис. 2.49, б свидетельствует о ее связи со степенью пластичности матрицы, как и в случае полостей (см. рис. 2.15, а). Микроразрушения в матрице вдали от включений, возникающие по дислокационным механизмам, также появляются при достижении определенной критической степени деформации, изменяющейся при повышении температуры (рис. 2.49, б, кр. 4).



а б

Рис. 2.49. Влияние температуры на критический размер включений первой (1), второй (2) и третьей (3) группы, длину трещины во включении TiN (4) на стадии образования шейки (а) и критическую степень деформации, при которой трещины зарождаются во включениях трех групп (1, 2, 3) и вдали от них (4) (б).

Интервал степеней деформации между кривыми 1, 2, 3 и 4 характеризует состояние, когда включения являются единственным источником образования трещин в стали. Чем тверже включения и ниже температура, тем шире интервал деформаций, в котором включения контролируют процесс разрушения.

Для случая образования полостей у включений корунда и шпинелей интервал степеней деформации, когда включения являлись единственным источником образования

микроразрушений в стали 08Ю, при всех температурах шире (см. рис. 2.15, а), чем для образования трещин во включениях, т.к. полости возникают при меньшем критическом значении степени деформации, чем трещины во включениях. В мягкой, пластичной матрице сталей 08Ю и 08Т, обладающих примерно одинаковым уровнем пластичности, для образования полостей у включений требуется достижение меньшей степени деформации, чем для зарождения трещин во включениях. Это объясняется тем, что полость является вязкой трещиной, причиной возникновения которой служит слабая связь включения с матрицей и выход дислокаций на границу раздела, что возможно при небольшой концентрации напряжений. Трещины во включениях с титаном и силикатах являются хрупкими и возникают лишь при значительной концентрации напряжений, для достижения которой необходима большая степень деформации.

Трещины во включениях растут с увеличением степени деформации (рис. 2.50, а), однако при повышении температуры этот процесс происходит медленнее и длина трещины во включении одного и того же размера, например 30 мкм, на стадии образования шейки в образце уменьшается (см. рис. 2.49, а). Длина трещин может быть равной диаметру включения, а может быть больше или меньше его, в зависимости от того, как распространялась она во включении. Чем больше размер включения, тем больше длина трещины. Трещины в первую очередь зарождаются в крупных включениях. Скорость роста трещин во включениях с титаном и силикатов больше, кривые на рис. 2.50, а круче, чем в случаях изменения размера полости у включения корунда (рис. 2.50, б), так как хрупкие трещины во включениях распространяются быстрее, чем вязкие трещины в матрице, скорость роста которых определяется скоростью протекания пластической деформации матрицы.

Вблизи включений и в случаях возникновения микроразрушений наблюдаются дальнодействующие поля

напряжений, о чем свидетельствуют сложные картины экстинкционных изгибных контуров (рис. 2.51, а, б). Проводили расчет полей вблизи вершины острой трещины (рис. 2.51, а) и вблизи полости (рис. 2.51, б). В случае острой трещины развиваются значительные напряжения (рис. 2.51, в, кр. 1), которые быстро спадают при удалении от ее вершины. Для полости кривая $\sigma_д$ выглядит иначе. Непосредственно вблизи полости величина $б_д$ значительно ниже (рис. 2.51, в, кр. 2), что свидетельствует о релаксационных процессах в случае вязких трещин. При удалении от обоих видов микроразрушений величина $\sigma_д$ выходит практически на один уровень.

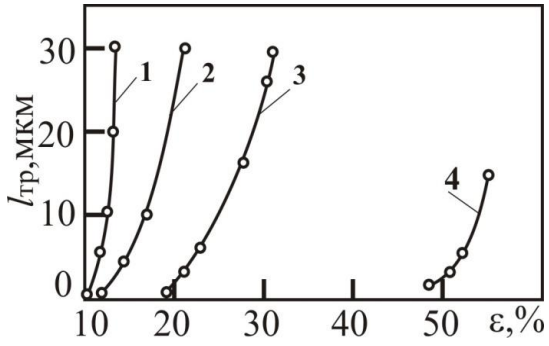
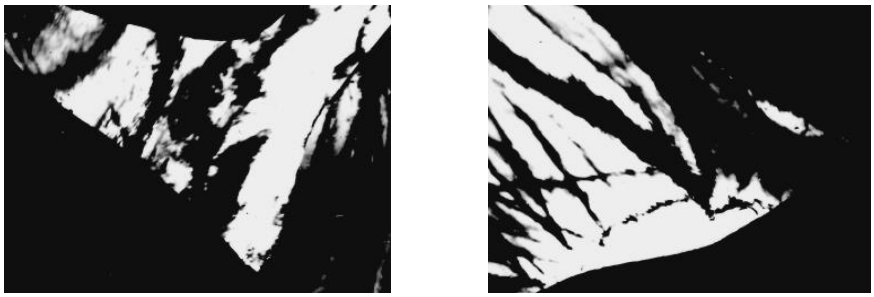


Рис. 2.50. Влияние степени деформации на длину трещины во включении TiN размером 30 мкм (а) и размер полости у включения $Al_2Oз$ размером 20 мкм (б) при температурах 25 (1), 600 (2), 900 (3) и 1100°С (4).

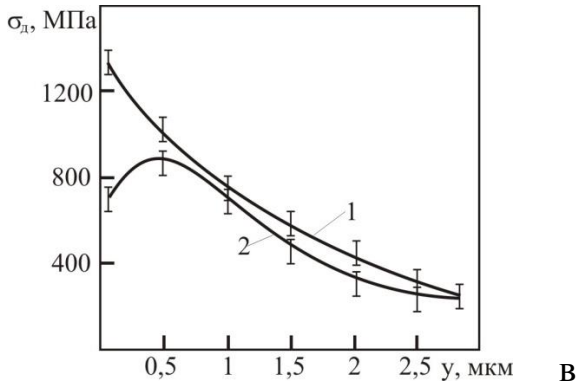
Таким образом, микроразрушения различных типов вблизи включений имеют различные дальнодействующие поля напряжений, способствующие их дальнейшему развитию.

Развитие хрупких трещин, возникших в неметаллических включениях в ходе пластической деформации, осуществляется в три стадии. Первая стадия включает локализацию деформации и зарождение трещин во включениях, если напряжения, действующие на включение, превышают силы

межмолекулярной прочности включений или прочность зеренных границ внутри включения.



а б



в

Рис. 2.51. Экстинкционные контуры вблизи хрупкой трещины (а) и полости (б), а также изменение полей напряжений вблизи трещины (1) и полости (2), возникших у включений в стали 08Х18Н1ОТ (в), х 20000

На второй стадии происходит расширение и ветвление трещин во включениях (рис. 2.47, е). На третьей стадии происходит распространение микроразрушений в матрицу. Для третьей стадии характерно распространение трещин от включений в матрицу под углом 45° по отношению к направлению растяжения в случае, если трещина в матрице возникает из имеющейся трещины во включении (рис. 2.47, ж -

и). Трещина в матрице может возникнуть не как развитие уже имеющегося дефекта (трещины во включении), а как результат концентрации напряжений у границы раздела матрицы с включением (рис. 2.47, к - м) по любому из механизмов, описанных в гл. 2.2. Направлены такие трещины под углом 45 и 90° к оси растяжения и вблизи таких трещин часто наблюдается система линий скольжения, направленных под углом 45° к направлению внешней нагрузке. Трещина от включения распространяется на значительное расстояние и перерастает в магистральную трещину (рис. 2.47, н). Количество стадий развития микроразрушений вблизи включений и момент перехода одной стадии в другую определяются температурой деформации.

Три стадии развития разрушений низкоуглеродистой стали наблюдали в интервале температур 25…700°С, когда макроразрушение образца происходит по механизму вязкого транскристаллитного разрушения. Для случая трещин во включениях начало первой стадии наступает при больших степенях деформации, чем при образовании полостей вблизи включений (см. рис. 2.49). Интенсивность роста трещин при повышении температуры снижается, и, следовательно, при одинаковой степени деформации более крупные трещины во включениях будут в образце после растяжения при 25°С, чем при 600°С. Третья стадия разрушения при распространении трещин в матрицу наступает тем раньше, чем ниже температура испытания. При 900…1100°С в стали 08Т наблюдали две первые стадии зарождения и роста трещин у включений, причем более интенсивно этот процесс происходит при 900°С. Окончательное макроразрушение в этих случаях происходит по границам зерен.

Оценку вклада включений в зарождение микроразрушений в стали 08Т осуществляли по результатам подсчета количества (N) и общей протяженности (L) трещин, связанных с включениями и находящихся вдали от них [58]. Характер

изменения коэффициентов $К_N$ и $К_L$ с температурой для стали 08Т аналогичен приведенным кривым для стали 08Ю (см. рис. 2.18, а, б), изменились лишь критические деформации начала трещинообразования во включениях [92]. При повышении температуры испытания роль включений непосредственно перед макроразрушением снижается в связи с преимущественным развитием разрушения по границам зерен, субзерен, в местах пересечения двойников и плоскостей скольжения. Зависимость коэффициента $К_п$, определяющего долю опасных включений, от температуры также аналогична (см. рис. 2.18, в) [92].

Приведенные выше результаты исследований образования трещин в неметаллических включениях касались таких условий деформации, как ее температура и степень. Представляется необходимым изучение влияния скорости и способа деформации на этот процесс.

Скорость деформации. Изменение скорости деформации при различных температурах приводит к изменению характера пластической деформации и развития разрушения стали [94]. При всех исследованных скоростях деформации и температурах во включениях оксидов, нитридов и карбонитридов титана в стали 08Т, силикатов и некоторых сульфидов в стали 08Ю вследствие локализации деформации возникают хрупкие трещины. Трещины возникают у включений, размер которых больше критического (для силикатов 23…32 мкм). Скорость деформации не влияет на критические размеры включений при образовании в них хрупких трещин.

При всех скоростях деформации трещины во включениях силикатов в стали 08Ю появляются при достижении критической степени деформации большей величины, чем полости (см. рис. 2.25, пунктирные линии). Силикаты при температурах выше 600°С пластичны, поэтому в интервале скоростей деформации $\xi_1 \ldots \xi_3$ трещины в них образуются при температурах ниже 600°С, т.е. в области их хрупкого состояния. С увеличением скорости деформации до $\xi_4 \ldots \xi_5$ трещины в

силикатах возникают и при температурах 600…900°С, т.е. в области их пластичного состояния, чего не наблюдали при медленном растяжении и что объясняется разной степенью деформации включений и матрицы, увеличением интенсивности упрочнения и уменьшением степени разупрочнения включений и матрицы.

При всех исследованных скоростях деформации, как и при медленном растяжении, наблюдали три стадии развития микроразрушений, связанных с включениями. Скорость деформации стали не оказывает влияния на критический размер включений, однако, существенно влияет на величину критической степени деформации, скорость роста и размеры полостей и трещин во включениях. При деформации стали 08Т вблизи включений TiO, Ti_2O_3, TiO-TiC, TiN, TiCN, TiO_2, FeO-TiO_2 происходит локализация деформации, приводящая к зарождению хрупких трещин во включениях. При всех исследованных скоростях деформации значения критических размеров включений не изменяются, а зависят только от температуры испытаний [95].

Трещины во включениях появляются при достижении критической степени деформации определенной величины, зависящей от скорости деформации и температуры (рис. 2.52). Критическая степень деформации при всех температурах испытания уменьшается с увеличением скорости деформации, которая определяет соотношение скоростей упрочнения и разупрочнения стали. При температуре 25°С кривая изменения $\varepsilon_{кр}$ от скорости деформации имеет монотонный характер, так как в этих условиях с увеличением скорости деформации возрастает скорость упрочнения стали при отсутствии динамического разупрочнения [95]. При 600 и 900°С на кривых наблюдаются скачки при переходе соответственно от ξ_2 к ξ_3 и от ξ_4 к ξ_5, свидетельствующие об изменении физической природы пластической деформации, как и для полостей (см. рис. 2.24, а). Во время растяжения при 1100°С разупрочнение успевает

проходить при всех скоростях деформации и кривая изменения критической степени деформации имеет монотонный характер.

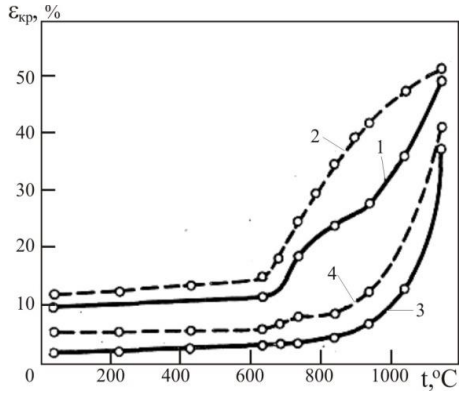


Рис. 2.52. Влияние температуры на критическую степень деформации
для включений первой (1, 3) и второй группы (2, 4)
при скоростях деформации 0,5, (1, 2) и 50 $с^{-1}$ (2, 4).

Трещины во включениях растут при всех скоростях деформации и температурах с увеличением степени деформации стали. Чем выше температура, тем медленнее растут трещины при всех скоростях деформации (рис. 2.53, а - в). В настоящем исследовании не установлено влияния скорости деформации на скорость роста трещин в хрупких включениях. Хрупкие трещины растут быстро после того, как их длина станет равной критической, которая достигается тем быстрее, чем выше скорость деформации. В процессе развития хрупких трещин во включениях в исследованном интервале скоростей деформации и температур также можно выделить три этапа. Чем больше скорость деформации, тем меньше степень деформации, при которой начинается каждый из трех этапов развития трещин и тем меньше интервал деформаций, в пределах которого они проходят.

Скорость деформации стали не оказывает влияния на критический размер хрупких включений при температурах

25…1100^{0}C, однако существенно влияет на критическую степень деформации, при достижении которой возникают хрупкие трещины во включениях. Особенно сильное влияние скорости деформации на параметры зарождения и развития микроразрушений проявляется при одновременном изменении температуры.

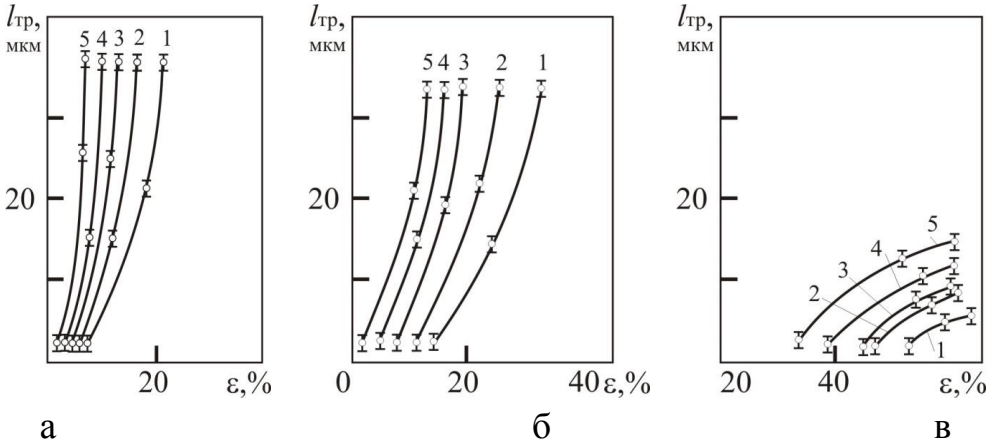


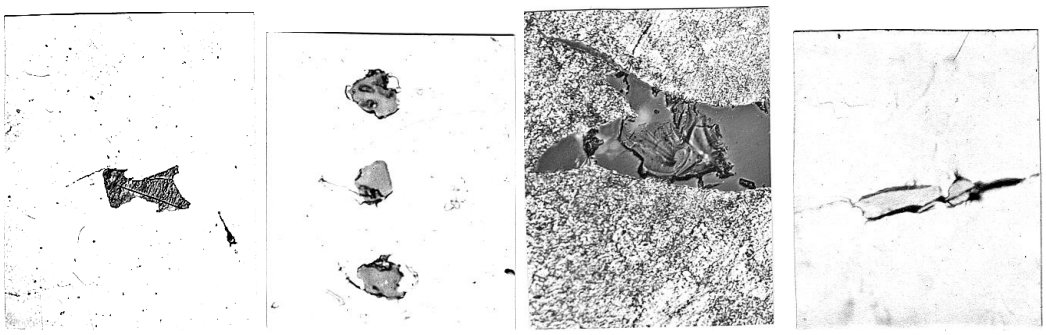
Рис. 2.53. Изменение размера трещины во включении TiN размером 30мкм в процессе деформации при 25 (а), 600 (б) и 1100^{0}C (в): кривые 1, 2, 3, 4, 5 – соответственно для скорости деформации 0,5, 2, 5, 25 и 50 с$^{-1}$

Импульсное нагружение (ξ = 100 с$^{-1}$) может принципиально изменить характер микроразрушений вблизи включений. В основе таких способов деформации стали, как взрывная, гидровзрывная и электромагнитная штамповка, упрочнение контактным взрывом, формовка через передающую среду, лежит взрывное воздействие на металл, при котором происходит пластическая деформация в результате распространения упругих волн. Структурные изменения при взрывной обработке различных металлов и сплавов исследуются многими авторами [56], однако практически нет данных по поведению неметаллических включений.

Ударные волны создают высокие напряжения сдвига, которые локализуются в узком фронте ударной волны. Высокоскоростная деформация является результатом быстрого развития ударного фронта, вызывающего распространение упругой волны сжатия в образце. К особенностям высокоскоростной (импульсной) деформации, отличающим ее от квазистатической, являются резкое увеличение числа источников дислокаций и систем скольжения, возрастание скорости движения дислокаций, образование сверхзвуковых дислокаций, что все вместе приводит к резкому увеличению плотности дислокаций в металле. Анализ показал, но плотность дислокаций в образце после нагружения находится в пределах $1{,}28 \cdot 10^{11} \ldots 2{,}4 \cdot 10^{12}$ $см^{-2}$. Тепловая энергия процесса расходуется на нагрев металла в условиях адиабатического сжатия, который тем сильнее, чем выше давление, поэтому в данных условиях следует считать, что проходила не холодная, а теплая и даже горячая деформация сталей.

Поведение включений при взрывном воздействии зависит от их типа [78]. В пластичных сульфидных включениях FeS, (Fe,Mn)S в сталях 08кп, 14Х2ГМР наблюдаются следы скольжения и зоны пластических сдвигов. Зона деформации охватывает не все включение, что свидетельствует о неоднородном развитии деформации в пределах включения. В пластичной стали 08кп микроразрушений, связанных с сульфидными включениями, не обнаружили. В менее пластичных, чем 08кп, сталях 14Х2ГМР, НБ-57, 60Г на межфазных границах сульфид-матрица возникли хрупкие трещины, обусловленные, по-видимому, напряжениями, возникшими вследствие различной степени пластичности включений и матрицы. Сульфиды эвтектического типа FeS-(Fe,Mn)S, содержащиеся в сталях НБ-57, 60Г, продеформировались незначительно, линии скольжения в них выражены слабо. Во включениях нередко видны трещины либо у концов включений, где напряжения особенно велики, либо

пересекающие всю частицу (рис. 2.54, а). Большая группа включений оксидов при высокоскоростной деформации хрупко разрушилась, трещины возникли вблизи включений (рис. 2.54, б). Включения простых и эвтектических силикатов $FeO{\cdot}SiO_2$, $MnO{\cdot}SiO_2$, $2FeO{\cdot}SiO_2$, $FeO{\cdot}SiO_2$-$MnO{\cdot}SiO_2$ в сталях НБ-57, 08ГСЮТФ, 08кп, 08Ю пластически не деформируются и хрупко разрушаются (рис. 2.54, в). Во включениях SiO_2 в стали Э3 также обнаружены микротрещины. В последнем случае микротрещины могли возникнуть не только в результате механической хрупкости частицы, но, главным образом, благодаря протекающим с очень высокой скоростью полиморфным превращениям во включениях [5, 7].



а б в г

Рис. 2.54. Неметаллические включения различных типов после взрывного воздействия; х500

При взрывной обработке ударные волны создают высокие напряжения, которые локализуются в узком фронте распространения волн. Пластические акты осуществляются не в однородном поле напряжений, а при концентрациях напряжений, в том числе и у включений. Концентрации напряжений непрерывно возникают и релаксируют, создавая сильно возбужденные состояния в локальных объемах матрицы вблизи включений. Ударные волны, распространяюшиеся в образце, при встрече с включениями, которые имеют волновые

импедансы, отличные от таковых для стальной матрицы, вызывают импульсы соударения. Процесс пластической деформации вблизи включений реализуется в виде релаксационных волн, имеющих сдвиговую и ротационную компоненты. Релаксационные процессы вблизи включений, кроме микропластических актов в локальных областях матрицы и (или) включения вблизи межфазных границ, включают и образование микротрещин во включениях или вдоль межфазных границ (рис. 2.54, г). Причем в последнем случае происходит хрупкая декогезия в отличие от вязкой декогезии при образовании полостей в процессе растяжения с различной скоростью.

Способ деформации. При всех способах деформации включения силикатов и сульфидов железа и марганца разрушаются (рис. 2.55, а, б). В условиях деформации изгибом и растяжением хрупкие трещины во включениях возникают в интервале температур 25…600°С, при более высоких температурах силикаты пластичны. Критический размер этих включений увеличивается с повышением температуры при всех способах деформации (см. рис. 2.29, а).

Минимальный критический размер силикатов соответствует растяжению, максимальный, как и для образования полостей - сжатию. Величина критического размера силикатов при всех способах деформации выше величины критического размера корунда и шпинелей. Трещины в силикатах появляются при достижении критической относительной деформации (см. рис. 2.29, б, кр. 5 - 7), значение которой при повышении температуры возрастает, что связано с подъемом пластичности стальной матрицы. Рост хрупких трещин во включениях происходит быстрее, чем рост полостей при всех температурах и способах деформации (см. рис. 2.30).

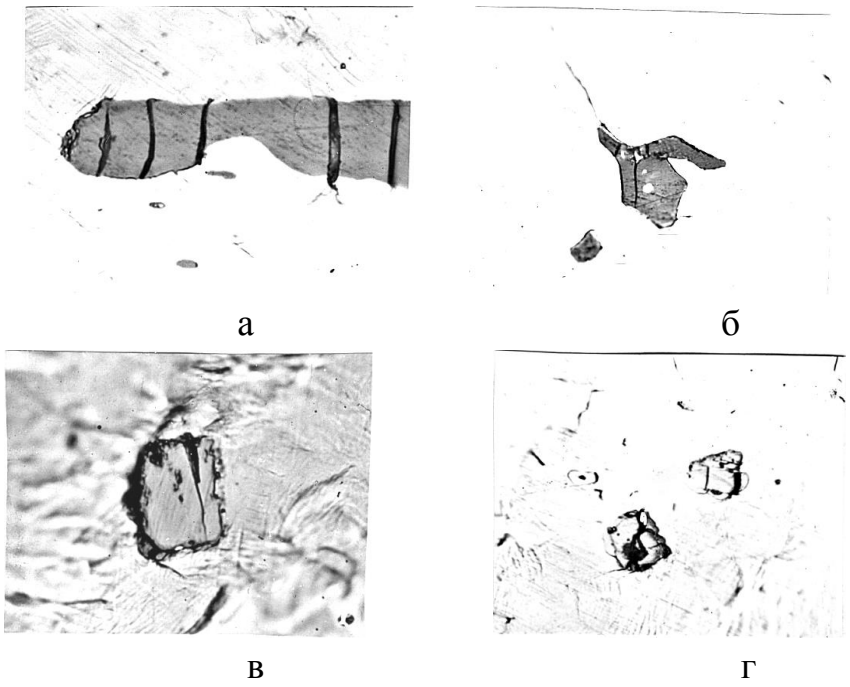


Рис. 2.55. Включения железо-марганцевого силиката (а) и сульфида (б) в стали 08Ю, карбонитрида титана (в, г) в стали 08Т после деформации изгибом (а, г) и сжатием (б, в); х900

В стали 08Т включения нитридов в оксидов титана под действием сжимающих напряжений хрупко разрушаются (рис. 2.55, б). Чаще всего трещины во включениях возникают у верхнего или нижнего полюса, где концентрация напряжений максимальна и распространяется через включение к противоположному полюсу параллельно действующим сжимающим напряжениям [70, 96]. Распространение трещины под углом к направлению сжатия объясняется соответствующим расположением плоскости скола во включении.

Определение некоторых закономерностей зарождения и развития микротрещин при сжатии позволило разделить включения в стали 08Т на две группы, отличающиеся значениями микротвердости (как и при растяжении). Включения первой группы TiN, TiCN, TiO, TiO-TiC, Ti_2O_3 имеют микротвердость 1470…1610 HV, микротвердость включений TiO_2, FeO-TiO_2 составляет 490…630 HV в зависимости от

состава. Трещины при сжатии возникают во включениях, размер которых больше критического и составляет при температуре 25°С для первой группы 19 мкм, для включений второй группы - 27 мкм. Для деформации сжатием в интервале температур 25…600°С критический размер включений не изменяется, при дальнейшем повышении температуры в интервале температур развития рекристаллизации в стали критический размер включений возрастает. Для деформации растяжением значения критического размера включений ниже, чем для деформации сжатием и при температуре 25^0С составляют соответственно для включений первой и второй групп 15 и 21 мкм. Различие значений критического размера включений для разных способов деформации свидетельствует о более жестких условиях испытания при растяжении по сравнению со сжатием для системы твердое включение-пластичная матрица.

Степень деформации (осадка), при достижении которой возникают трещины во включениях, зависит от типа включений и температуры. У более хрупких включений первой группы при сжатии она составляет менее 12%, для включений второй группы - 15%. При повышении температуры до 600°С величина критической осадки не изменяется, при более высоких температурах значение критической величины осадки возрастает. При сжатии значение критической степени деформации выше, чем при растяжении.

Скорость роста хрупких трещин во включениях при сжатии уменьшается с повышением температуры. При увеличении осадки во включениях появляются новые трещины, которые растут, взаимодействуют, вызывая дробление включений и выходят на поверхность раздела включение-матрица. При хрупком разрушении включений переход от растяжения к изгибу и сжатию сопровождается повышением их прочности в примерном соотношении 1: (2,0...2,5) : (10...15) [97]. Например, значения $\sigma_в$ для Al_2O_3 при растяжении, изгибе и сжатии равны соответственно 259,6, 294 и 2940 МПа при 20°С

[5,7]. Указанное различие сохраняется в широком интервале температур вплоть до появления макропластичности включений. Например, $\sigma_в$ при растяжении и сжатии при 1100°С равны соответственно для Al_2O_3 50,8 и 588 МПа. Во время деформации сжатием трещины от включений не распространяются в глубь матрицы. По-видимому, напряжения в русле трещин релаксируют при выходе их на границу раздела с матрицей в результате ее пластического течения. При сжатии не происходит макроразрушение образцов низкоуглеродистой стали, которые сплющиваются и влияние включений на разрушение стали 08Т оказывается локальным.

При исследованных способах деформации в недеформируемых включениях различных типов возникают трещины, которые развиваются с увеличением степени деформации по трем этапам. Однако при изгибе третья стадия имеет свои особенности, которые заключаются в том, что микроразрушения у близко расположенных включений объединяются, однако далеко в глубь матрицы не распространяются и третья стадия оказывается незавершенной (как и при образовании полостей вблизи включений). Магистральная трещина не образуется, поскольку пластичная низкоугдеродистая сталь деформируется без разрушения до соприкосновения сторон образца. При сжатии третья стадия развития микроразрушений часто не наступает, поскольку образцы пластичной стали сплющиваются без разрушения.

Несмотря на различный характер образования микроразрушений в сталях 08Ю и 08Т при разных способах деформации вклад включений в развитие разрушения мало изменяется. В случае растяжения стали 08Т величина коэффициентов $К_N$ и $К_L$ на первых этапах деформации при всех температурах равна единице. С возникновением микротрещин дислокационного происхождения величина коэффициентов $К_N$ и $К_L$ уменьшается (см. рис. 2.18, а, б). При каждой температуре существует определенный интервал степеней деформации, в

котором включения ответственны за развитие разрушения. Чем выше температура деформации, тем уже этот интервал и тем дальше он сдвигается в сторону больших степеней деформации, поэтому при повышении температуры роль включений в развитии разрушения при растяжении уменьшается. При изгибе и сжатии значения коэффициентов K_N и K_L равны единице на всех этапах деформации. Это значит, что включения играют главную роль в развитии микроразрушений и, несмотря на отсутствие макроразрушения стали, опасны, так как являются готовыми очагами разрушения при дальнейшем изменении способа нагружения. Доля опасных включений, с точки зрения зарождения разрушения, характеризуемая величиной коэффициента K_n , при всех температурах и способах деформации определяется значениями критических размеров включений и степенью их пластичности. Величина K_n при всех видах нагружения с увеличением степени деформации возрастает, так как в процесс образования микроразрушений вовлекается все большее количество включений. Количество опасных включений, у которых возникают микроразрушения, уменьшается при переходе от растяжения к изгибу и сжатию.

Взрывное воздействие, проводимое после деформации растяжением, не привело к изменению формы и размеров хрупких трещин во включениях, которые не обнаружили склонности к залечиванию (как было в случае полостей вблизи включений).

Силикатная красноломкость стали. Включения эвтектических силикатов эндогенного происхождения имеют довольно крупные размеры и сложную структуру. Образцы литой стали 12ГС подвергали сжатию в вакууме при температурах 25…1250°С на установке "Инстрон-1195". Исследовали поведение при пластической деформации включений силикатной эвтектики $MnOSiO_2$-$FeOSiO_2$, представляющих собой частицы размером до 50 мкм [98]. Во время деформирования стали в интервале температур 25…1250°С

включения силикатов способствуют локализации пластической деформации в матрице. Пластичность включений зависит от температуры деформации. При комнатной температуре силикаты пластически не деформируются. Включения под действием напряжений разрушаются, в них возникают хрупкие трещины, направление развития которых либо параллельно направлению сжатия, либо совпадает с плоскостью скола кристаллической решетки включения (рис. 2.56, а, б).

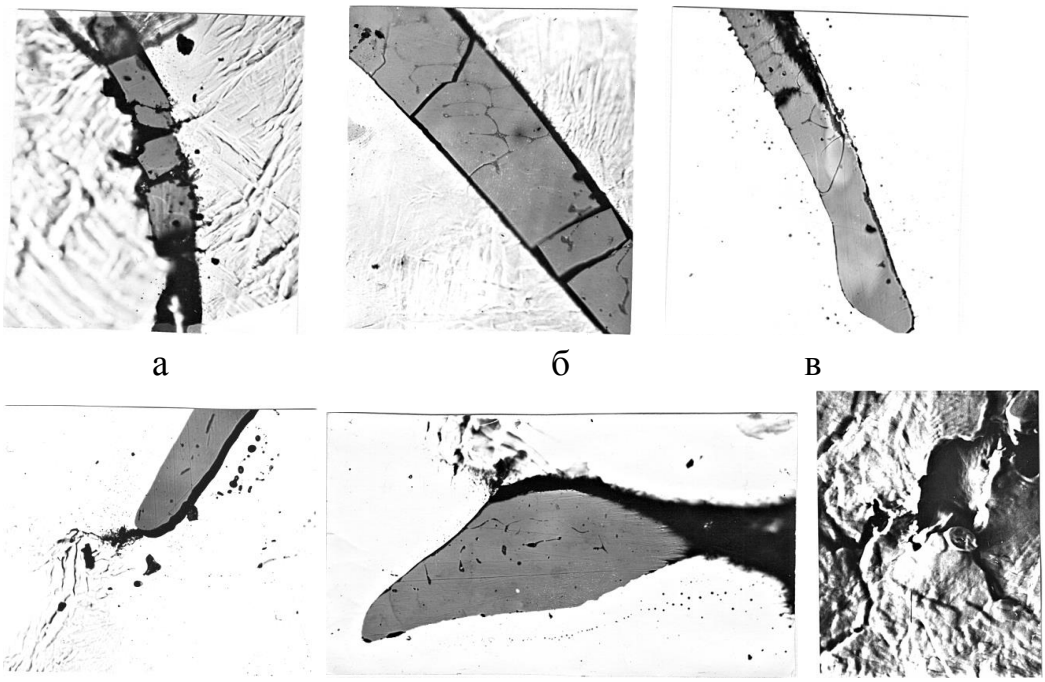


Рис. 2.56. Включения эвтектических силикатов после деформации стали при 25 (а, б), 600 (в, д), 1000 (г) и 1250°С (е), х 500.

При повышении температуры до 600°С включения проявляют слабую пластичность, в них появляются следы скольжения, элементы фрагментации. Однако, после достижения определенной степени деформации стали во включениях возникают хрупкие трещины (рис. 2.56, в). Кроме того, для

температуры 600°С и более высоких температур вплоть до 1200°С характерно образование полостей вследствие расслоения вдоль границ раздела включение-матрица (рис. 2.56, г, д).

Расслоение происходит в результате различия пластичности включений эвтектических силикатов и матрицы стали, а также вследствие возникающих на границах раздела сил трения. О различии пластичности включений и стальной матрицы можно судить по разнице микротвердости. При 25°С микротвердость матрицы стали 12ГС составляет 1920 МПа, включений силикатных эвтектик - 5800 МПа, при 600°С - соответственно 840 и 1800 МПа, при 1100°С - соответственно 210 и 360 МПа. Чем выше температура, там меньше различие в микротвердости включений и матрицы, и меньше разница в их пластичности, хотя в интервале температур 25…1000°С она достаточно велика. При повышении температуры деформации и приближении ее к температуре плавления включений эта разница становится минимальной. В интервале температур 700…1200°С хрупких трещин во включениях не наблюдали.

В случаях деформации однофазных силикатов типа $MnO \cdot SiO_2$ и $FeO \cdot SiO_2$ в низкоуглеродистой стали 08Ю полости не возникают. Как и в случае сульфидных включений, это объясняется большей степенью пластичности однофазных включений по сравнению с эвтектическими, в которых одна фаза как бы армирована другой, имеющей отличные пластические свойства и сдерживающей развитие деформации и, кроме того, на границах раздела фаз эвтектики действуют силы трения. Пластичность же матрицы стали 12ГС меньше, чем пластичность матрицы стали 08Ю, которая легче приспосабливается к деформации пластичных включений. При достижении температуры 1230°С включения силикатных эвтектик оплавляются. Плавление включений продолжается в процессе деформации, в результате включения полностью расплавляются. В стали возникают готовые полости,

заполненные расплавом (рис. 2.56, е), подобно тому, как было приведено выше для сульфидных эвтектик.

Развитие микроразрушений, связанных с включениями эвтектических силикатов, происходит по трем этапам. Первый этап заключается в локализации деформации и зарождении микроразрушений. Критическая степень деформации стали, при достижении которой возникают микроразрушения, зависит от температуры, которая также определяет характер микротрещин (табл. 2.6). В интервале температур 25…500°С, когда включения не пластичны и пластичность матрицы стали почти не изменяется, величина критической степени деформации $\varepsilon_{кр}$ остается на одном уровне и хрупкие трещины во включениях возникают на начальных стадиях деформации.

Таблица 2.6.

Влияние температуры испытаний на критическую степень деформации

t, °С	25	200	500	600	700	900	1100	1230	1250
$\varepsilon_{кр}^{тр}$, %	2,6	3	3	12	-	-	-	-	-
$\varepsilon_{кр}^{пол}$,%	-	-	-	18	25	30	41	0	0

При 600°С, когда пластичность стали возрастает, хрупкие трещины во включениях возникают при большем значении $\varepsilon_{кр}^{тр}$. Температура 600°С является переходной от одного типа микроразрушений к другому, когда начинают появляться полости. Величина $\varepsilon_{кр}^{пол}$ при 600°С выше значения $\varepsilon_{кр}^{тр}$. При более высоких температурах значения критической степени деформации $\varepsilon_{кр}^{пол}$ возрастают. Появление полостей при температурах 1230…1250°С не связано с развитием деформации стали. На втором этапе при увеличении степени деформации хрупкие трещины растут в пределах включений. Полости также растут за счет развития пластической деформации в прилегающих участках матрицы. Скорость развития микроразрушений зависит от их типа и температуры (рис. 2.57).

При оплавлении включений скорость роста полостей значительно выше, чем скорость роста полостей деформационного происхождения в интервале температур 600…1200°С. Третий этап заключается в распространении трещин от включений в глубь матрицы. Это происходит при выходе трещин из включений на поверхность раздела с матрицей, развитии трещин от концов включений, где локализуется деформация (рис. 2.56, а) или распространении трещин из полостей в матрицу (рис. 2.56, г).

Скорость роста трещин в матрице меньше скорости роста трещин в более хрупких включениях при одной и той же температуре (рис. 2.57). Трещины, развивающиеся от нескольких включений, объединяются в магистральную трещину. Оплавление включений способствует быстрому росту полостей и разрушению стали при сравнительно невысокой степени деформации (15…20 %).

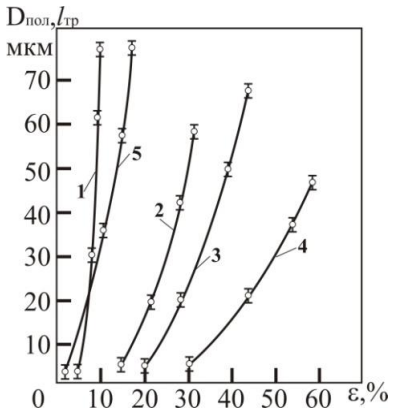
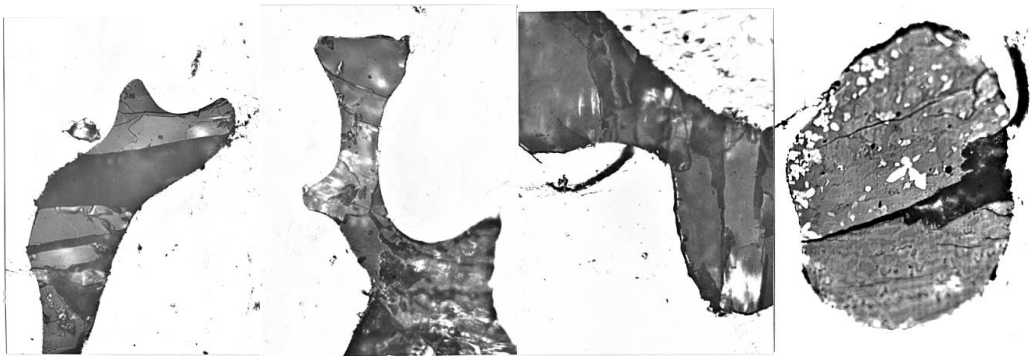


Рис. 2.57. Влияние степени деформации стали на размер трещин во включении (1) и матрице (2), а также полостей (3 - 5): кр. 1, 2, 3, 4, 5 – соответственно 25, 25, 600, 900, 1250°С.

К экзогенным силикатам относятся частицы шлака и огнеупоров, попавшие в сталь в процессе выплавки и разливки. Эти включения имеют большие размеры (более 80 мкм), сложный состав и многофазную структуру. При пластической

деформации стали экзогенные включения способствуют локализации деформации в большей степени, чем эндогенные, имеющие меньшие размеры. Образцы низкоуглеродистой стали 08кп подвергали растяжению при температурах 20…1250°С. Исследовали включения шлаков сложного состава $nFeOmMnOkAl_2O_3\ell SiO_2$ и шамотного огнеупора.

Шлаковые включения при температурах 20…500°С не пластичны. Под влиянием напряжений, действующих на включения со стороны матрицы, включения разрушаются (рис. 2.58, а). В процессе роста в пределах включений трещины изгибаются, взаимодействуя друг с другом при встрече (рис. 2.58, б). В последнем случае скорость их роста резко возрастает. В интервале температур 600…900°С включения проявляют пластичность, причем в тем большей степени, чем выше температура. Однако, и в пластичном состоянии во включениях шлака возможно появление трещин как результат неоднородного развития деформации в матрице стали и во включениях (рис. 2.58, в). Направлены трещины, в основном, параллельно друг другу и нормально к внешней нагрузке. При повышении температуры до 1000°С включения шлака проявляют высокую пластичность и трещин в них не наблюдали.



а б в г

Рис. 2.58. Экзогенные силикаты после деформации и разрушения; х 500.

Поскольку шлаки являются, как правило, легкоплавкими соединениями, в интервале температур 1100…1250°С включения шлака вначале оплавляются, затем происходит полное их расплавление в процессе деформации. Следует отметить, что при температуре 1100°С оплавляются не все, а лишь некоторые включения и количество расплавленных шлаковых включений возрастает при повышении температуры. Иными словами, нет постоянной температуры расплавления включений шлаков, что объясняется их неодинаковым составом и подтверждается результатами металлографического, петрографического и микрорентгеноспектрального исследований.

Микроразрушения в стали, связанные с включениями шлаков, как и в описанных выше случаях, развиваются по трем этапам. Изменение величины критической степени деформации $\varepsilon_{кр}^{1}$ в зависимости от температуры связано с изменением пластичности стали (табл. 2.7). Чем ниже температура, тем больше скорость роста трещин и тем больше их длина во включении одного и того же размера. Полости с расплавленными включениями растут за счет развития пластической деформации в прилегающих участках матрицы. Скорость роста полостей обычно значительно меньше, чем скорость распространения хрупких трещин во включениях. Однако, наличие в полостях жидкого расплава приводит к значительной локализации деформации в матрице и резкому увеличению роста полостей, размер которых зависит от температуры. Третий этап состоит в распространении трещин из включений в матрицу при температурах 20…900°С или в объединении быстро растущих полостей при температурах 1100…1250°С. Чем выше температура, тем больше величина степени деформации стали, при достижении которой сталь разрушается. В интервале температур 20…900°С степень деформации стали, при которой происходит разрушение образца, изменяется от 10 до 45%. В случае оплавления

включений и быстрого роста полостей сталь разрушается при относительно не высокой для интервала температур 1100…1250°С степени деформации (12…15%).

Таблица 2.7.

Влияние температуры на критическую степень деформации, при которой возникают микроразрушения вблизи шлаковых включений ($\varepsilon^1_{кр}$) и включений шамота ($\varepsilon^2_{кр}$), а также размер трещин во включении шлака размером 90 мкм ($\ell^1_{тр}$), огнеупора размером 100 мкм ($\ell^2_{тр}$) и размер полости у шлакового включения ($Д_{пол}$).

t, °С	20	500	600	700	900	1000	1100	1200
$\varepsilon^1_{кр}$, %	2	2	15	20	29	-	-	0
$\ell^1_{тр}$, мкм	88	85	61	54	39	-	-	-
$Д_{пол}$, мкм	-	-	-	-	-	-	180	220
$\varepsilon^2_{тр}$, %	2	2	18	20	32	35	-	-
$\ell^2_{тр}$, мкм	100	98	71	63	45	42	-	-

Включения шамотного огнеупора при температурах 20…1000°С пластически не деформируются, в них возникают хрупкие трещины (рис. 2.58, г). В интервале температур 1100…1250°С эти включения, имеющие силикатную основу, проявляют слабую пластичность, трещины в них появляются крайне редко. Микроразрушения вблизи включений шамотного огнеупора, как и вблизи шлаковых включений, развиваются по трем этапам. Критическая степень деформации $\varepsilon^2_{кр}$ (табл. 2.7), при достижении которой возникают трещины во включениях, тем больше и скорость роста хрупких трещин тем меньше, чем выше температура, определяющая степень пластичности стали и уровень напряжений, действующих на включение со стороны матрицы. Длина трещин во включении одного и того же размера

перед началом третьей стадии развития тем больше, чем ниже температура. Включения огнеупора, в отличие от шлаковых в исследованном интервале температур не оплавляются, тем самым не вызывают красноломкость стали.

2.6. Разрушение неметаллических включений по внутренним межфазным границам

Как было показано в гл 1.1 в сталях нередко встречаются гетерофазные неметаллические включения. Рассмотрим различные варианты двухфазных включений. Двухфазные включения первого типа «тугоплавкая фаза, окруженная легкоплавкой оболочкой» [5] состоят из лекгоплавкой фазы-оболочки ф-о1, внутри которой находится тугоплавкая фаза включения – ф2; соответственно межфазную границу в неметаллическом включении можно обозначить ф-о1↔ф2. Двухфазные включения второго типа, где фазы как бы существуют рядом - это включения «фазы рядом» ф1 и ф2; соответственно межфазную границу во включении можно обозначить ф1↔ф2. Двухфазные включения третьего типа «эвтектики» образуются в результате одновременной кристаллизации фаз при эвтектическом превращении. Такие включения имеют эвтектическую структуру и представляют собой колонии фаз эвтектики э1 и э2 - композитные формирования разного вида в зависимости от состава и природы этих эвтектических фаз; соответственно можно обозначить межфазные границы внутри включения э1↔э2. Встречаются также двухфазные включения четвертого типа, где в «неметаллической» матрице (сульфидной, оксидной, силикатной и т.д.) ф-м1 присутствуют дисперсные частицы избыточной второй фазы (оксиды, нитриды, карбонитриды, силикаты и т.д.) д2, которая выделилась из пересыщенноно жидкого либо твердого раствора («неметаллической» матрицы);

соответственно обозначим границу между фазами включения ф-м1↔д2.

Гетерофазные включения могут иметь разную структуру. Включения первого типа представлены на рис. 2.59, а - в, 2.60, а. Фаза подложка ф2 представляет собой оксиды, шпинели, нитриды, карбинитриды, имеющие кубическую, неправильную, дендритную, игольчатую форму. Фаза-оболочка (матрица) ф-о1 – это сульфиды и силикаты простого и сложного состава, в том числе силикатные стекла.

Второй тип гетерофазных включений в общем тоже связан с появлением одной из фаз первой ф1, служащей подложкой для кристаллизации второй фазы ф2, однако здесь фаза ф2 не является оболочкой или матрицей, а существует рядом с фазой ф1 (рис. 2.59, г). Здесь не обязательно наличие большой разницы в температурах плавления фаз, они могут быть и вполне сопоставимы. Часто встречаются такие варианты, как, например, Al_2O_3 + MnO · Al_2O_3, TiN + TiCN, TiCN + FeO · TiO_2, FeO · Al_2O_3 + MnO · Al_2O_3, MgS + MnS и другие.

Включения третьего типа – эвтектики с фазами э1 и э2 (сульфидные FeS-MnS, FeS-(Mn, Fe)S, FeS-Al_2S_3, (Fe, Mn)S-FeS (рис. 2.59, д), (Fe, Cr, Mn)S-FeS, (Fe, Cr, Mn)S-(Fe, Mn)S, оксисульфидные FeS-FeO, MnS-MnO, MnO-FeS, (Fe, Mn)O-(Fe, Mn)S, (Fe, Mn Cr)S-FeO, оксидные MnO-Mn_3O_4, Fe_2O_3-CaO·Fe_2O_3, MgO·Al_2O_3-2MgO·SiO_2, MgO·Al_2O_3-2MgO·Al_2O_3-MgO, 5CaO·Al_2O_3-CaO·Al_2O_3, CaO·Al_2O_3-CaO·2Al_2O_3, CaO·Al_2O_3 -CaO·2Al_2O_3-CaF_2, силикатные FeO·SiO_2-Mn0·SiO_2, 2FeO·SiO_2-MnO·SiO_2 (рис. 2.59, е), 2FeO·SiO_2-CaO·MgO·SiO_2, FeO·SiO_2-CaO·FeO·SiO_2, 2CaO·Al_2O_3·SiO_2-CaO·MgO·SiO_2-CaO·FeO·SiO_2, нитридные TiN-TiCN, сульфосиликатные FeS-FeO·SiO_2 (рис. 2.59, ж, з), оксиликатные FeO-FeO·SiO_2) представлены на рис. 2.59, д - е, 2.60, б, в). В структуре таких включений вследствие совместной кристаллизации фаз наблюдается определенная регулярность в их расположении, свойственная эвтектикам, хотя возможны и конгломераты фаз (рис. 2.60, б), причем вторая фаза

может образовать прослойки с овальным сечением (рис. 2.59, з), либо пленки по границам зерен первой фазы (рис. 2.59, ж).

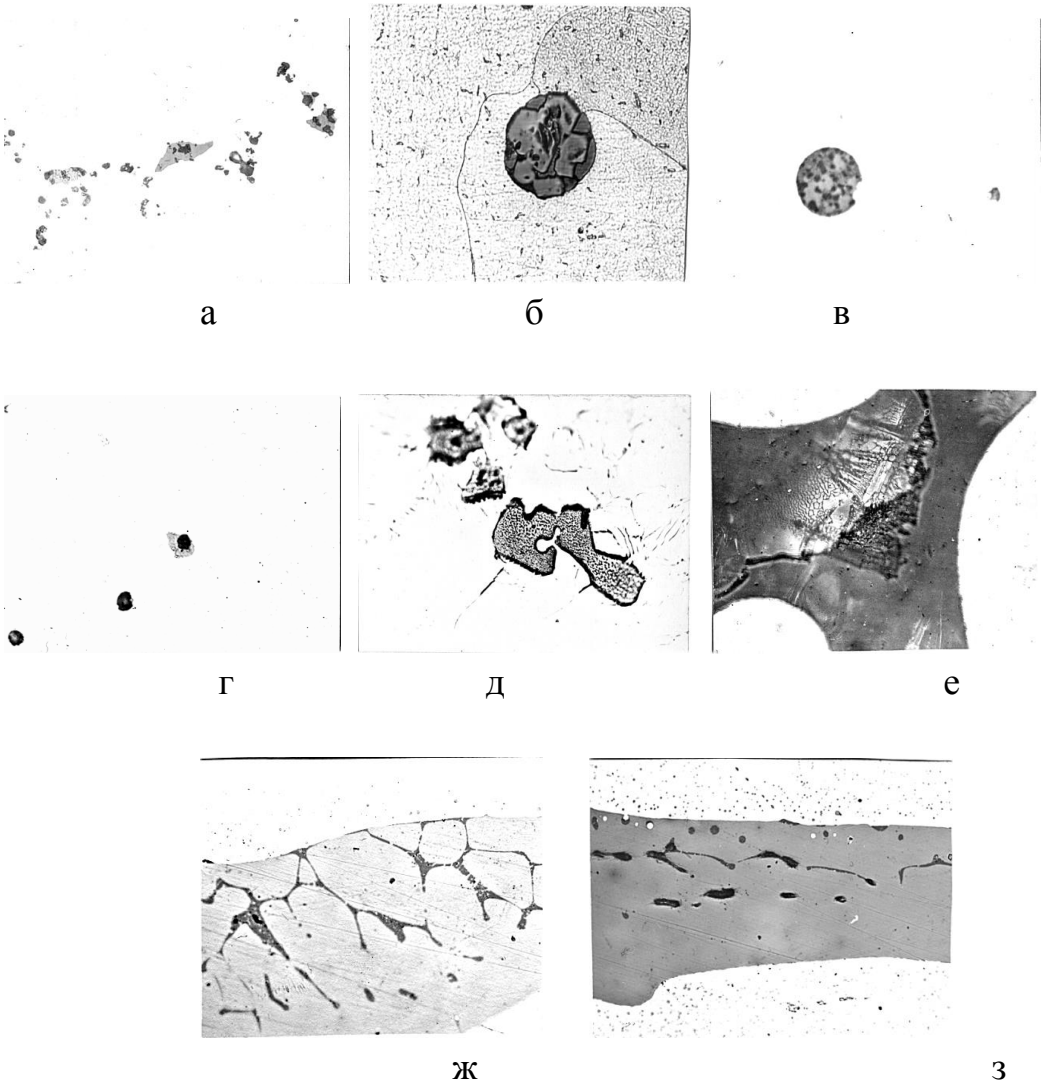


Рис. 2.59. Гетерофазные неметаллические включения в литых сталях НБ-57 (а, д, ж, з), 08Ю (б), 08ГСЮТФ (в, е), 08Т (г); х 600

Для включений четвертого типа «дисперсные фазы в неметаллической матрице» характерно наличие избыточных фаз д2 (оксидов, силикатов, карбидов, нитридов фосфидов и т.д.),

представляющих собой дисперсные вкрапления в «материнской» фазе ф-м1 (рис. 2.60, б).

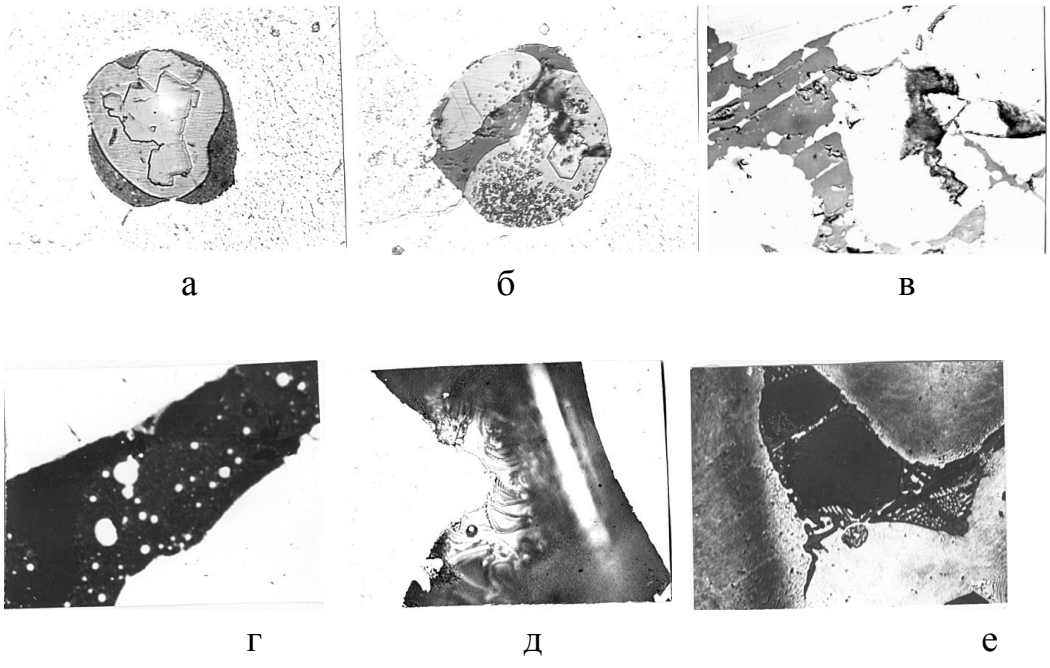


Рис. 2.60. Гетерофазные неметаллические включения в сталях 08Ю (а, б), 08кп (г,д), ШХ15 (в), НБ-57 (е); а - в – х 500, г-е – х 600.

Возможно сочетание нескольких структур в сложных многофазных неметаллических включениях (рис. 2.60, в). Наконец, существуют двухфазные включения, в которых одной из фаз является матрица стали в виде вкраплений (рис. 2.60, г) или как фаза эвтектики сульфид-матрица, силикат-матрица (рис. 2.60, е, ж).

Рассмотренные микроструктуры многофазных включений свидетельствуют о большом разнообразии внутренних межфазных границ во включениях. Нередко одна из фаз на разных участках имеет разные границы (межфазная граница с другой фазой включения, межфазная граница со стальной матрицей).

Поскольку фазы в двух- и многофазных неметаллических включениях обладают различным уровнем пластичности и прочности при любых температурах деформации, в процессе нагружения на межфазных границах неизбежно возникают напряжения, которые могут привести к разрушению этих границ. Склонность отдельных фаз включений к образованию микроразрушений такая же, как у соответствующих однофазных неметаллических включений (см. гл. 2.3, 2.5), однако совместное деформирование фаз, составляющих одно включение, должно вносить определенные особенности в их поведение.

Очевидно когезивная прочность внутренних межфазных границ в неметаллических включениях зависит от характера сопряжения решеток фаз, прочностных и пластических характеристик этих фаз, условий нагружения и т.д. Необходимо помнить, что межфазные границы включение-включение, как правило, ослабляют неметаллические включения и в первую очередь являются местами зарождения трещин внутри включений, которые могут быть хрупкими либо вязкими в зависимости от степени пластичности фаз включения и условий нагружения.

Включения первого типа «тугоплавкая фаза, окруженная легкоплавкой оболочкой». Во включениях такого типа, состоящих чаще из лекгоплавкой фазы-оболочки ф-о1 (сульфидной, силикатной), внутри которой находится более тугоплавкая фаза включения – ф2 (недеформируемые фазы Al_2O_3, $MnO{\cdot}Al_2O_3$, TiCN, Cr_2O_3 и др., слабо пластичные фазы FeO, $FeO{\cdot}TiO_2$, фазы с переменной пластичной $MnO{\cdot}SiO_2$), как правило, обе фазы имеют резко различные прочностные и пластические свойства. Пластичность каждой фазы включения при разных температурах описана в работах [5 - 7]. Для двухфазных включений первого типа характерно образование трещин по межфазным границам ф-о1↔ф2, поскольку эти границы способствуют локализации деформации во включении независимо от механизма ее развития, тормозя движение

дислокаций в пластичной фазе ф-о1 или в обеих фазах ф-о1 и ф2 (если фаза ф2 также пластична). Сдвиговые напряжения вблизи границы ф-о1↔ф2 способствуют разделению фаз включения в результате выхода дислокаций из пластичной фазы ф-о1 на межфазную границу, образования дислокаций ориентационного несоответствия и зарождения микротрещин. Очевидно, величина критического размера микротрещины зависит от когезивной прочности межфазной границы ф-о1↔ф2 при каждой температуре деформации. Раскрытие трещины в межфазной границе ф-о1↔ф2 должно сопровождаться релаксационными процессами, связанными с трансформацией самой трещины в процессе ее развития. В случае недеформируемых фаз включения ф-о1 и ф2 на межфазных границах ф-о1↔ф2 возникают значительные расклинивающие напряжения и происходит их разрушение.

При температурах деформации 25…800^{0}С во включениях с сульфидной оболочкой ф-о1 наблюдали образование хрупких либо вязких трещин вдоль межфазных границ ф-о1↔ф2 в зависимости от уровня пластичности сульфидной фазы [5 - 7] (рис. 2.61, а, б). При температурах 850…1100^{0}С, когда вдоль границ ф-о1↔ф2 происходит проскальзывание [5, 6], чаще возникали вязкие полости в результате расслоения межфазных границ во включениях (рис. 2.61, в). В случае оплавления сульфидной фазы ф-о1 при более высоких температурах происходило плавление межфазных границ ф-о1↔ф2 (рис. 2.61, г).

Во включениях с силикатной фазой ф-о1, которая при температурах ниже 600°С непластична [5 - 7], хрупкие трещины возникают на межфазных границах с оксидной фазой ф2 (рис. 2.61, д). При температурах 600^{0}С и выше силикатная фаза пластична [5 - 7], в ней видны следы скольжения и микротрещины, появление которых обусловлено стесненностью деформации этой фазы, зажатой между стальной матрицей и недеформируемой фазой включения ф2 (рис. 2.61, е).

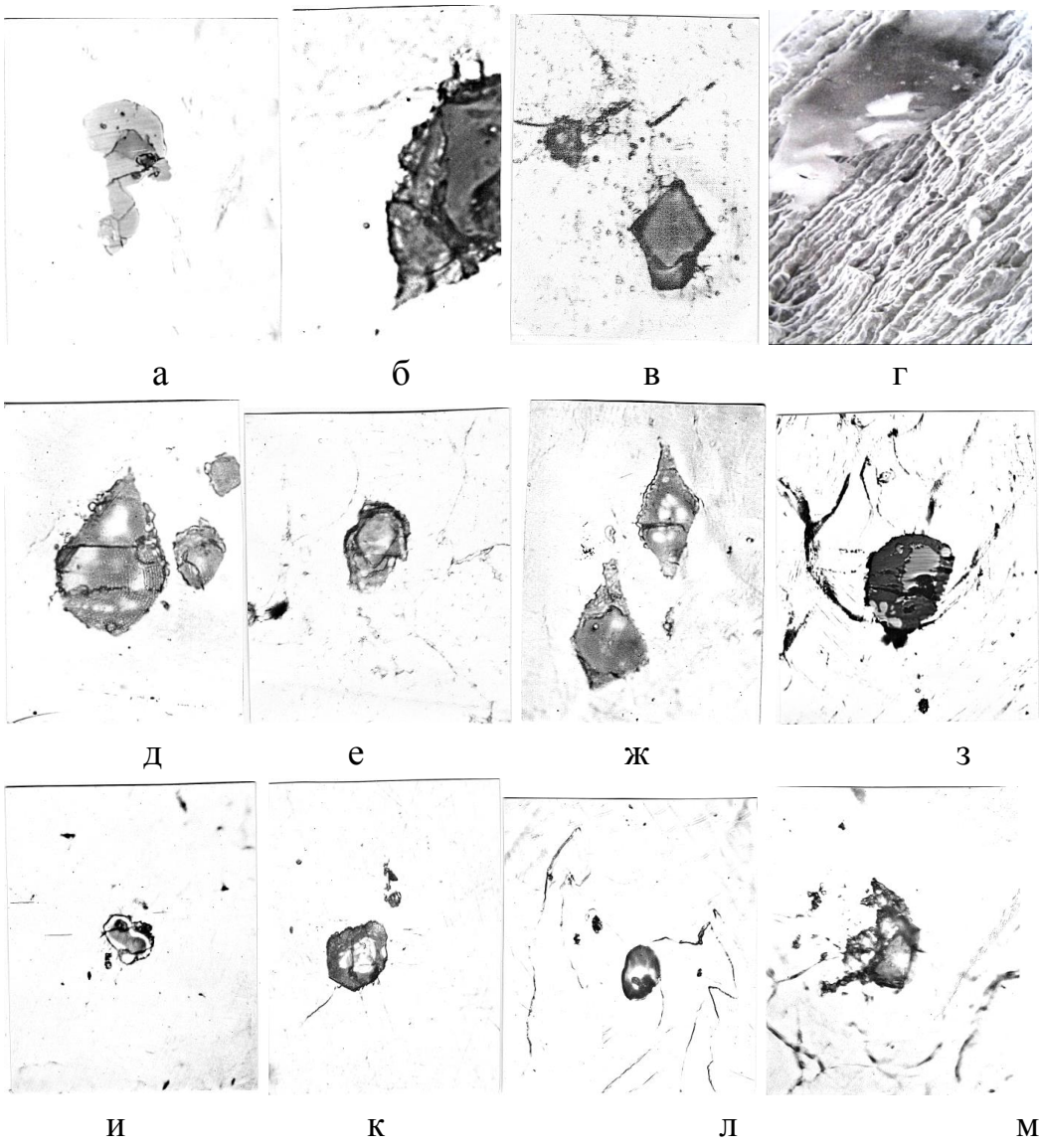


Рис. 2.61. Трещины в двухфазных включениях первого типа «тугоплавкая фаза, окруженная легкоплавкой оболочкой» после деформации при 25 (а, д, и), 600 (б, е), 900 (в, ж, з, м), 1100 (к, л) и 1200^{0}С (г): а, в - TiCN+(Fe,Mn)S, д - ж, л - Al_2O_3+ $MnO{\cdot}SiO_2$, з - (Fe,Mn)S+ $MnO{\cdot}SiO_2$, и, к – TiCN+TiO_2, б, г, м - Al_2O_3+(Fe,Mn)S; х900, в – х2000

Расслоение межфазных границ ф-о1↔ф2 происходит при температурах пластического поведения силикатной фазы-оболочки ф-о1, причем с повышением температуры деформации

возрастает вероятность вязкого расслоения этих границ. Нередко от границ ф-о1↔ф2 исходят хрупкие трещины, которые распространяются в одну либо в обе фазы включения.

При температурах 950^0С и выше происходит проскальзывание вдоль межфазных границ ф-о1↔ф2 [5 - 7], которое способствует повышению уровня пластичности изучаемых границ (рис. 2.61, л), в результате возникают вязкие трещины.

В случаях, когда включение состоит из силикатной фазы ф-о1 и сульфидной фазы ф2, поведение этих фаз определяется температурой деформации. При температурах ниже 600°С силикатная фаза-оболочка непластична, что затрудняет деформацию пластичной фазы ф2 и в обеих фазах, в также вдоль межфазных границ ф-о1↔ф2 возникают микротрещины. При температурах пластического поведения обеих фаз происходит проскальзывание вдоль межфазных границ ф-о1↔ф2 (рис. 2.61, з) вначале со стороны сульфидной фазы ф2 (при достижении температуры 850^0С), а затем с участием обеих фаз (при достижении температуры 950^0С).

Этот процесс способствует повышению уровня пластичности межфазных границ ф-о1↔ф2 и трещины на этих границах возникают редко, хотя возможно их вязкое разделение.

Во включениях первого типа обе фазы могут быть непластичны, либо мало пластичны. В этих случаях при всех температурах деформации в первую очередь вблизи либо вдоль межфазных границ ф-о1↔ф2 возникают хрупкие трещины, которые нередко распространяются в фазы включения (рис. 2.61, и, к).

Таким образом, характер разрушения межфазных границ ф-о1↔ф2 в двухфазных включениях первого типа зависит от степени пластичности фазы-оболочки ф-о1 включения (или обеих фаз), которая определяется температурой деформации, а также от вероятности пластического поведения этих границ. Чаще в изучаемых включениях при различных температурах

наблюдали зарождение хрупких трещин вдоль межфазных границ ф-о1↔ф2, однако при пластическом поведении одной либо обеих фаз, а также в случае реализации проскальзывания вдоль изучаемых границ при высоких температурах проходило их вязкое расслоение. По-видимому, напряжения, возникающие в границах ф-о1↔ф2 способствуют расслоению этих границ с образованием хрупких и вязких трещин в зависимости от соотношения скоростей упрочнения и динамического разупрочнения этих границ, а также уровня их когезивной прочности.

По аналогии с границами включение-матрица [5], определяли критические степени деформации образцов растяжением, при достижении которых возникали заметные микротрещины вдоль межфазных границ ф-о1↔ф2. Анализ данных, приведенных в таблице 2.8, показал, что величина $\varepsilon_{кр}$ существенно зависит от температуры деформации, определяющей уровень пластичности фаз включения (в первую очередь фазы-оболочки ф-о1) и границ ф-о1↔ф2 (связанный с возможностью проскальзывания). Чем выше температура деформации, тем больше величина $\varepsilon_{кр}$ для всех изученных включений первого типа.

Таблица 2.8.

Влияние температуры на критическую степень деформации ($\varepsilon_{кр}$, %), при достижении которой разрушаются межфазные границы во включениях первого типа

Включение, сталь	Температура деформации, ^{0}C				
	25	600	900	1100	1200
TiCN+(Fe,Mn)S, 08Т	8,4	13,7	24,5	32,2	оплав
Al_2O_3+ $MnO{\cdot}SiO_2$, 08Ю	4,2	8,2	17,6	22,5	27,4
(Fe,Mn)S+ $MnO{\cdot}SiO_2$, 08Ю	12,7	17,4	21,7	32,6	37,4
TiCN+TiO_2, 08Т	3,5	5,2	6,5	6,9	7,4

Развитие микроразрушений, возникающих в двухфазных включениях первого типа в ходе пластической деформации, осуществляется в три стадии. Первая стадия включает локализацию деформации и зарождение хрупких либо вязких трещин путем расслоения вдоль межфазных границ ф-о1↔ф2, либо вблизи этих границ. На второй стадии происходит рост трещин в локальных пределах. На третьей стадии происходит распространение микроразрушений во включениях и далее в металлическую матрицу (рис. 2.61, м).

Многообразие фаз, составляющих включения первого типа, вызывает проявление разных механизмов зарождения микроразрушений, связанных с межфазными границами ф-о1↔ф2. Представлены схемы зарождения хрупких и вязких трещин вблизи изучаемых границ (рис. 2.62).

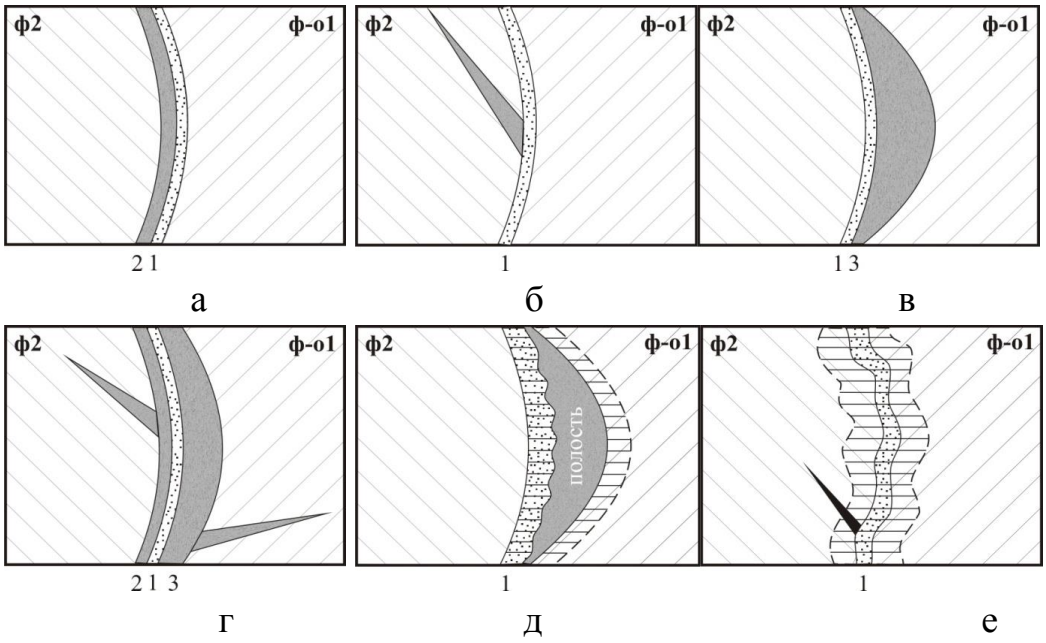


Рис. 2.62. Схемы зарождения микроразрушений вблизи межфазных границ ф-о1↔ф2 в двухфазных включениях первого типа: 1 – межфазная граница, 2,3 – трещины вдоль межфазной границы

Эти модели трансформации межфазных границ во включениях первого типа могут быть реализованы при различных температурах, а также при наличии разных фаз включений, как в отсутствие проскальзывания (рис. 2.62, а - г), так и при его наличии (рис. 2.62, д, е).

Включения второго типа «фазы рядом». Во включениях этого типа обе фазы ф1 и ф2 контактируют с металлической матрицей и разделены между собой межфазными границами ф1↔ф2. Варианты сочетания фаз ф1 и ф2 могут быть различными: недеформируемые фазы Al_2O_3 + $MnO{\cdot}Al_2O_3$, TiN + TiCN, $FeO{\cdot}Al_2O_3$ + $MnO{\cdot}Al_2O_3$, одна из фаз слабо пластична либо пластична при определенных температурах FeO+ $FeO{\cdot}Al_2O_3$, TiCN + $FeO{\cdot}TiO_2$, $MnO{\cdot}Al_2O_3$+(Fe,Mn)S, Al_2O_3+ $MnO{\cdot}SiO_2$, обе фазы проявляют пластические свойства, но при разных температурах FeS+(Fe,Mn)S, $FeO{\cdot}SiO+MnO{\cdot}SiO_2$, $MnO{\cdot}SiO_2$+(Fe,Mn)S [5 - 7]. Пластичность каждой фазы включения при разных температурах описана в гл. 2.3, 2.6. Для двухфазных включений второго типа характерно образование трещин по межфазным границам ф1↔ф2, поскольку фазы ф1 и ф2 либо вовсе непластичны, либо проявляют разную пластичность, что способствует концентрации напряжений вблизи этих границ и в самих границах.

Следует отметить, что во включениях второго типа межфазные границы ф1↔ф2 выходят на межфазные границы включение-матрица и образуют с ними тройные стыки межфазных границ ф1↔ф2, ф1↔м и ф2↔м, которые способствуют локализации деформации в стальной матрице вблизи включений, а также вызывают значительные концентрации межфазных напряжений. При различных температурах деформации влияние таких стыков на образование трещин вдоль границ ф1↔ф2 имеет свои особенности. Концентрация межфазных напряжений в стыках может спровоцировать релаксацию напряжений вдоль границ ф1↔ф2 во включении при любой температуре деформации, в то же

время пластичное поведение стальной матрицы при различных температурах, а также проскальзывание вдоль границ включение-матрица при высоких температурах деформации приводит к частичной релаксации напряжений вблизи включения и вдоль границ ф1↔м и ф2↔м. В случаях недеформируемых фаз включения ф1 и ф2 в границах ф1↔ф2 возникают значительные расклинивающие напряжения, что приводит к их хрупкому разрушению. При наличии одной либо двух пластичных фаз сдвиговые напряжения вблизи границы ф1↔ф2 способствуют отделению фаз включения в результате выхода дислокаций из пластичной фазы (пластичных фаз) на межфазную границу, образования дислокаций ориентационного несоответствия и зарождения микротрещин. Очевидно, величина критического размера микротрещины зависит от когезивной прочности межфазной границы ф1↔ф2 при каждой температуре деформации. Раскрытие трещины в межфазной границе ф1↔ф2 должно сопровождаться релаксационными процессами, связанными с трансформацией самой трещины в процессе ее развития.

При температурах деформации 25…1200^{0}С во включениях с недеформируемыми фазами ф1 и ф2 наблюдали возникновение хрупких трещин на межфазных границах ф1↔ф2 (рис. 2.63, а - в). В местах выхода этих трещин на границу включение-матрица возникали зоны локализованной деформации в стальной матрице вблизи включений (рис. 2.63, в). Следует отметить, что локализация деформации в матрице вблизи включения и особенно вблизи тройного стыка межфазных границ ф1↔ф2, ф1↔м и ф2↔м (рис. 2.63, г) может спровоцировать релаксацию напряжений вдоль границ ф1↔ф2 во включении. Наблюдали также хрупкие трещины в фазах включения, берущие начало от границ ф1↔ф2.

Во включениях, где одна из фаз пластична, при температурах деформации 25…800^{0}С наблюдали образование хрупких и иногда вязких трещин вдоль межфазных границ

ф1↔ф2, появление которых обусловено различным пластическим поведением фаз ф1 и ф2 и концентрацией напряжений вблизи этих границ (рис. 2.63, д).

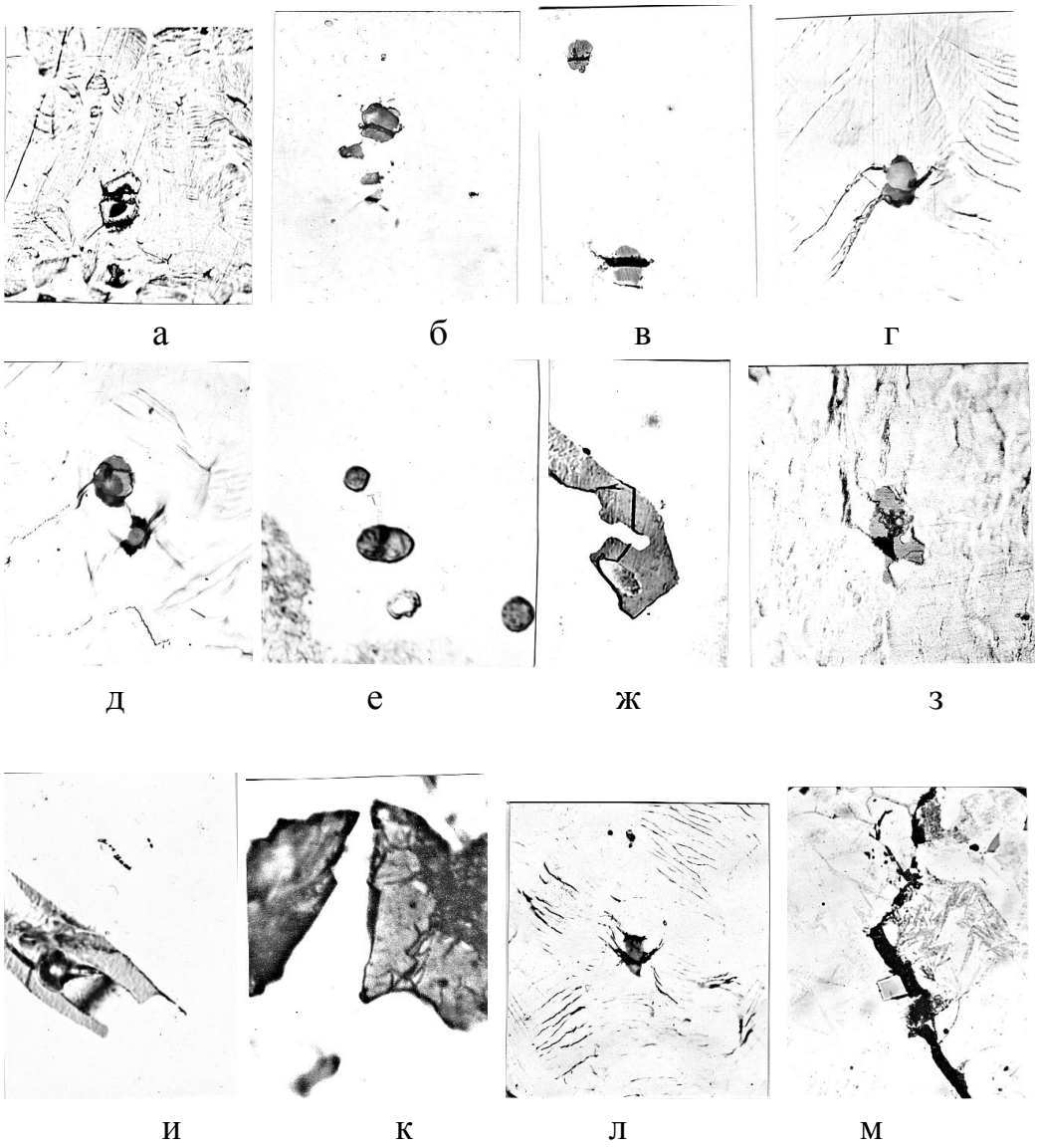


Рис. 2.63. Трещины в двухфазных включениях второго типа «фазы рядом» после деформации при температурах 25 (а, м), 600 (б, д, ж, и), 900 (в, е, к, м), 1100^{0}С (г, з, л): а, в - TiN + TiCN, б, г, л - Al_2O_3 + $MnO{\cdot}Al_2O_3$, д, е - $MnO{\cdot}Al_2O_3$+(Fe,Mn)S, ж, з - FeS+(Fe,Mn)S, и - $MnO{\cdot}SiO_2$+(Fe,Mn)S, к - $FeO{\cdot}SiO+MnO{\cdot}SiO_2$; х900

При температурах 850…1100^{0}С, когда вдоль границ ф1↔ф2 происходит проскальзывание во включениях с сульфидной фазой ф2 (см. гл. 5.4), возникали вязкие трещины в результате расслоения межфазных границ (рис. 2.63, е). В случае оплавления сульфидной фазы ф2 при более высоких температурах происходило плавление межфазных границ ф1↔ф2.

Рассмотрим случаи разрушения границ ф1↔ф2 при разном сочетании пластичных сульфидных и силикатных фаз включений второго типа. Сульфидные фазы ф1 и ф2 вследствие неодинакового химического состава обладают различной пластичностью [5, 6], поэтому вдоль границ ф1↔ф2 при температурах деформации 25 – 800^{0}С возникают хрупкие (рис. 2.63, ж) либо вязкие трещины. Развитие проскальзывания вдоль границ ф1↔ф2 при температурах 850…1100^{0}С [5, 6] способствует возникновению вязких трещин в результате расслоения межфазных границ (рис. 2.63, з). При более высоких температурах происходило плавление межфазных границ ф1↔ф2. В сульфо-силикатных включениях второго типа пластичность фаз ф1 и ф2 определяется температурой деформации [5 - 7]. При температурах ниже 600°С силикатная фаза ф1 не пластична, сульфидная фаза ф2 проявляет пластические свойства, поэтому в результате неоднородной деформации включения на границе ф1↔ф2 возникают хрупкие трещины (рис. 2.63, и). При температурах деформации 600…850^{0}С обе фазы включения пластичны, однако в разной степени и это вызывает появление хрупких либо вязких трещин вдоль границ ф1↔ф2.

Развитие проскальзывания вдоль границ ф1↔ф2 со стороны сульфидной фазы ф2 при температурах 850^{0}С, а также со стороны силикатной фазы ф1 при температурах 950^{0}С приводит к вязкому расслоению межфазных границ ф1↔ф2. Во включениях с двумя силикатными фазами ф1 и ф2, которые при температурах ниже 600°С непластичны [5 - 7], возникают

хрупкие трещины на межфазных границах (рис. 2.63, к). При температурах 600^0C и выше силикатные фазы пластичны, происходит расслоение межфазных границ ф1↔ф2 с образованием хрупких трещин. При температурах выше 900^0C силикатные фазы проявляют высокий уровень пластичности, кроме того, при температурах 950^0C и выше происходит проскальзывание вдоль межфазных границ ф1↔ф2, которое способствует повышению уровня пластичности изучаемых границ и в результате возникают вязкие трещины.

Таким образом, характер разрушения межфазных границ ф1↔ф2 в двухфазных включениях второго типа зависит от степени пластичности фаз ф1 и ф2 включения, которая определяется температурой деформации, а также от вероятности пластического поведения этих границ. Кроме того, проявляется влияние тройных стыков межфазных границ включение-матрица и ф1↔ф2, создающих сложное напряженное состояние в этих участках, характер которого зависит от уровня пластического поведения этих границ. В изучаемых включениях при различных температурах наблюдали как зарождение хрупких трещин вдоль межфазных границ ф1↔ф2, так и вязких трещин при пластическом поведении одной либо обеих фаз, а также в случае реализации проскальзывания вдоль изучаемых границ при высоких температурах. Очевидно, характер разрушения межфазных границ ф1↔ф2 определяется уровнем их когезивной прочности.

Определяли критические степени деформации образцов растяжением, при достижении которых возникали заметные микротрещины вдоль межфазных границ ф1↔ф2. Очевидно величина $\varepsilon_{кр}$ существенно зависит от температуры деформации, определяющей уровень пластичности фаз включения ф1 и ф2 и границ ф1↔ф2, связанный с возможностью проскальзывания (табл. 2.9). Чем выше температура деформации, тем больше величина $\varepsilon_{кр}$ для всех изученных включений второго типа.

Развитие микроразрушений, возникающих в двухфазных включениях второго типа в ходе пластической деформации, осуществляется в три стадии. Первая стадия включает локализацию деформации и зарождение хрупких либо вязких трещин путем расслоения вдоль межфазных границ ф1↔ф2, либо вблизи этих границ. На второй стадии происходит рост трещин в пределах включений. На третьей стадии происходит распространение микроразрушений в металлическую матрицу (рис. 2.63, л, м).

Таблица 2.9.

Влияние температуры на критическую степень деформации ($\varepsilon_{кр}$, %), при достижении которой разрушаются межфазные границы во включениях второго типа

Включение, сталь	Температура деформации, ^{0}C				
	25	600	900	1100	1200
TiN + TiCN, 08Т	3,2	3,9	5,7	6,8	7,5
Al_2O_3 + $MnO{\cdot}Al_2O_3$, 08Ю	4,3	4,6	6,4	6,9	7,9
$MnO{\cdot}Al_2O_3$+(Fe,Mn)S, 08Ю	7,4	11,7	18,6	20,3	оплав
FeS+(Fe,Mn)S, 08кп	11,8	16,2	24,6	27,3	оплав
$MnO{\cdot}SiO_2$+(Fe,Mn)S, 08Ю	10,3	16,1	22,6	29,4	оплав
$FeO{\cdot}SiO_2$+$MnO{\cdot}SiO_2$, 08кп	4,4	8,6	15,4	20,3	26,5

Проявление разных механизмов зарождения микроразрушений, связанных с межфазными границами ф1↔ф2 связано с различным сочетанием фаз, составляющих включения второго типа (рис. 2.64).

Представлены схемы зарождения хрупких и вязких трещин вблизи изучаемых границ, которые могут быть реализованы при различных температурах и составляющих

фазах включений, как в отсутствие проскальзывания (рис. 2.64, а - г), так и при его наличии (рис. 2.64, д - ж). Особого внимания заслуживает схема на рис. 2.64, ж, показывающая влияние тройных стыков межфазных границ на возможные образования микроразрушений (хрупких и вязких трещин) вблизи и вдоль межфазных границ ф1↔ф2, а также границ включение-матрица.

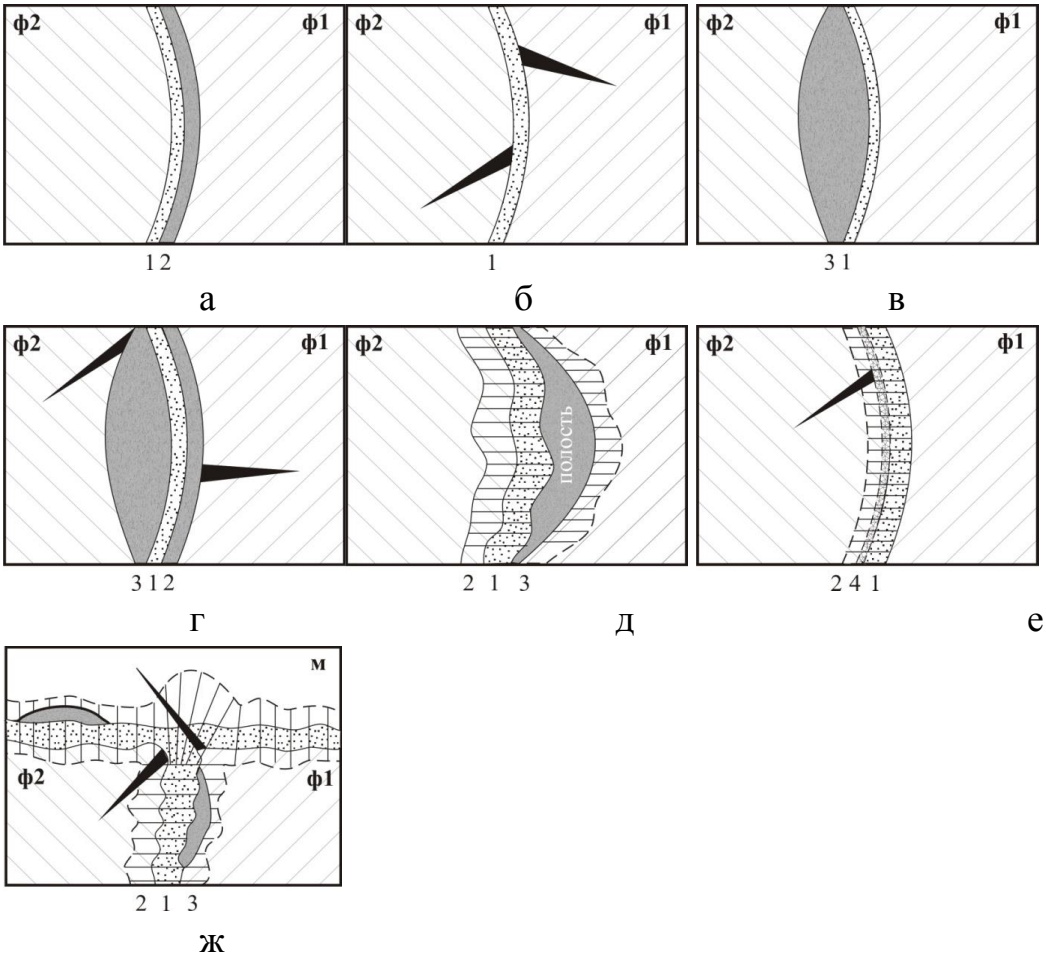


Рис. 2.64. Схемы зарождения микроразрушений вблизи межфазных границ ф1↔ф2 в двухфазных включениях второго типа: 1 – межфазная граница ф1↔ф2; 2, 3 на рис. а - г – трещины вдоль межфазной границы; 2, 3 на рис. д - ж – зоны пластической релаксации в фазах включения вблизи границы ф1↔ф2; 4 на рис. е - трещина вдоль межфазной границы

Включения третьего типа «эвтектики». Во включениях со структурой эвтектических колоний, представляющих собой композитные формирования разного вида, фазы эвтектики э1 и э2 разделены межфазными границами э1↔э2, которые представляют собой сложную разветвленную сеть поверхностных дефектов. Эвтектические включения по типу составляющих фаз бывают сульфидными FeS-MnS, FeS-(Mn, Fe)S, FeS-Al_2S_3, (Fe, Mn)S-FeS, (Fe, Cr, Mn)S-FeS, (Fe, Cr, Mn)S-(Fe, Mn)S, оксисульфидными FeS-FeO, MnS-MnO, MnO-FeS, (Fe, Mn)O-(Fe, Mn)S, (Fe, Mn Cr)S-FeO, силикатными $FeO{\cdot}SiO_2$-$Mn0{\cdot}SiO_2$, $2FeO{\cdot}SiO_2$-$MnO{\cdot}SiO_2$, $2FeO{\cdot}SiO_2$-$CaO{\cdot}MgO{\cdot}SiO_2$, $FeO{\cdot}SiO_2$-$CaO{\cdot}FeO{\cdot}SiO_2$, $2CaO{\cdot}Al_2O_3{\cdot}SiO_2$-$CaO{\cdot}MgO{\cdot}SiO_2$-$CaO{\cdot}FeO{\cdot}SiO_2$, сульфосиликатными FeS-$FeO{\cdot}SiO_2$, оксиликатными FeO-$FeO{\cdot}SiO_2$, оксидными MnO-$Mn_3O_4$, Fe_2O_3-$CaO{\cdot}Fe_2O_3$, $MgO{\cdot}Al_2O_3$-$2MgO{\cdot}SiO_2$, $MgO{\cdot}Al_2O_3$-$2MgO{\cdot}Al_2O_3$-MgO, $5CaO{\cdot}Al_2O_3$-$CaO{\cdot}Al_2O_3$, $CaO{\cdot}Al_2O_3$-$CaO{\cdot}2Al_2O_3$, $CaO{\cdot}Al_2O_3$-$CaO{\cdot}2Al_2O_3$-CaF_2, нитридныеми TiN-TiCN. Многообразие фаз э1 и э2 во включениях эвтектик, имеющих различную пластичность при разных температурах [5 - 7], неизбежно вносит свои особенности в процессы разрушения межфазных границ э1↔э2. Очевидно механизм и кинетика разрушения этих границ определяются также их когезивной прочностью, которая зависит от их структуры и условий сопряжения кристаллических решеток фаз э1 и э2. Следует отметить, что в данной книге образование микроразрушений, связанных с сульфидными, оксисульфидными и силикатными эвтектиками, описано в гл. 2.3 (сульфидная красноломкость) и 2.5 (силикатная красноломкость). Однако при этом основное внимание было уделено образованию полостей и трещин в матрице вблизи включений, а при рассмотрении процессов формирования трещин во включениях не были рассмотрены особенности их зарождения вблизи межфазных границ э1↔э2. Для двухфазных включений третьего типа характерно образование трещин по межфазным границам э1↔э2, поскольку фазы э1 и э2 проявляют

разную пластичность и могут быть непластичны, что способствует концентрации напряжений вблизи этих границ и в самих границах.

Во включениях третьего типа межфазные границы э1↔э2 имеют не только сложную разветвленную сеть, для которой характерны множественные изгибы и повороты, эти границы также образуют сложные стыки на границах соседних эвтектических колоний. Кроме того границы э1↔э2, находящиеся в поверхностных слоях включения, выходят на межфазные границы включение-матрица и образуют с ними тройные стыки межфазных границ э1↔э2, э1↔м и э2↔м, которые способствуют локализации деформации в стальной матрице вблизи включений, а также вызывают значительные концентрации межфазных напряжений. Очевидно при различных температурах деформации влияние таких стыков на образование трещин вдоль границ э1↔э2 имеет свои особенности. Концентрация межфазных напряжений в стыках соседних колоний, а также вблизи границ включение-матрица может спровоцировать релаксацию напряжений и образование трещин вдоль границ э1↔э2 при любой температуре деформации. В то же время пластичное поведение стальной матрицы при различных температурах, а также проскальзывание вдоль границ включение-матрица при высоких температурах деформации приводит к частичной релаксации напряжений вблизи включения и вдоль границ э1↔м и э2↔м. Очевидно проскальзывание вдоль границ э1↔э2 при высокотемпературной деформации включений эвтектик с пластичными фазами также способствует частичной релаксации напряжений в стыках на границах соседних эвтектических колоний. Если фазы включения э1 и э2 являются недеформируемыми, в границах э1↔э2 возникают значительные расклинивающие напряжения, что приводит к их хрупкому разрушению. При наличии одной либо двух пластичных фаз сдвиговые напряжения вблизи границы э1↔э2 способствуют

отделению фаз включения в результате выхода дислокаций из пластичной фазы (пластичных фаз) на межфазную границу, образования дислокаций ориентационного несоответствия и зарождения микротрещин. Очевидно, величина критического размера микротрещины зависит от когезивной прочности межфазной границы э1↔э2, а раскрытие трещины в этой межфазной границе должно сопровождаться релаксационными процессами, связанными с трансформацией самой трещины в процессе ее развития в сложной системе изучаемых границ во включениях эвтектик.

При температурах деформации 25…800^{0}С во включениях сульфидных эвтектик, фазы которых э1 и э2 являются пластичными вследствие неоднородности деформации, связанной с различной пластичностью этих фаз, а также с торможением деформации межфазными границами э1↔э2, наблюдали появление хрупких трещин в основном вдоль границ э1↔э2, а также в стыках этих границ соседних эвтектических колоний и в стыках с границами включение-матрица (рис. 2.65, а, б). Наблюдали также хрупкие трещины в фазах включения, берущие начало от границ э1↔э2. При повышении температуры деформации до 850^{0}С и выше в связи с развитием проскальзывания вдоль границ э1↔э2 характер микротрещин постепенно меняется: наряду с хрупкими трещинами появляются вязкие (рис. 2.65, в), количество которых возрастает при повышении температуры деформации (рис. 2.65, г).

В отличие от включений первого и второго типа, в которых проскальзывание вдоль межфазных границ вызывало резкое изменение характера межфазных трещин и происходил переход от хрупкого к вязкому расслоению этих границ, во включениях с эвтектическими колониями такого резкого перехода не наблюдается в связи затрудненностью пластических релаксационных процессов в достаточно высокодисперсных участках фаз э1 и э2, а также вдоль сильно разветвленных межфазных границ э1↔э2.

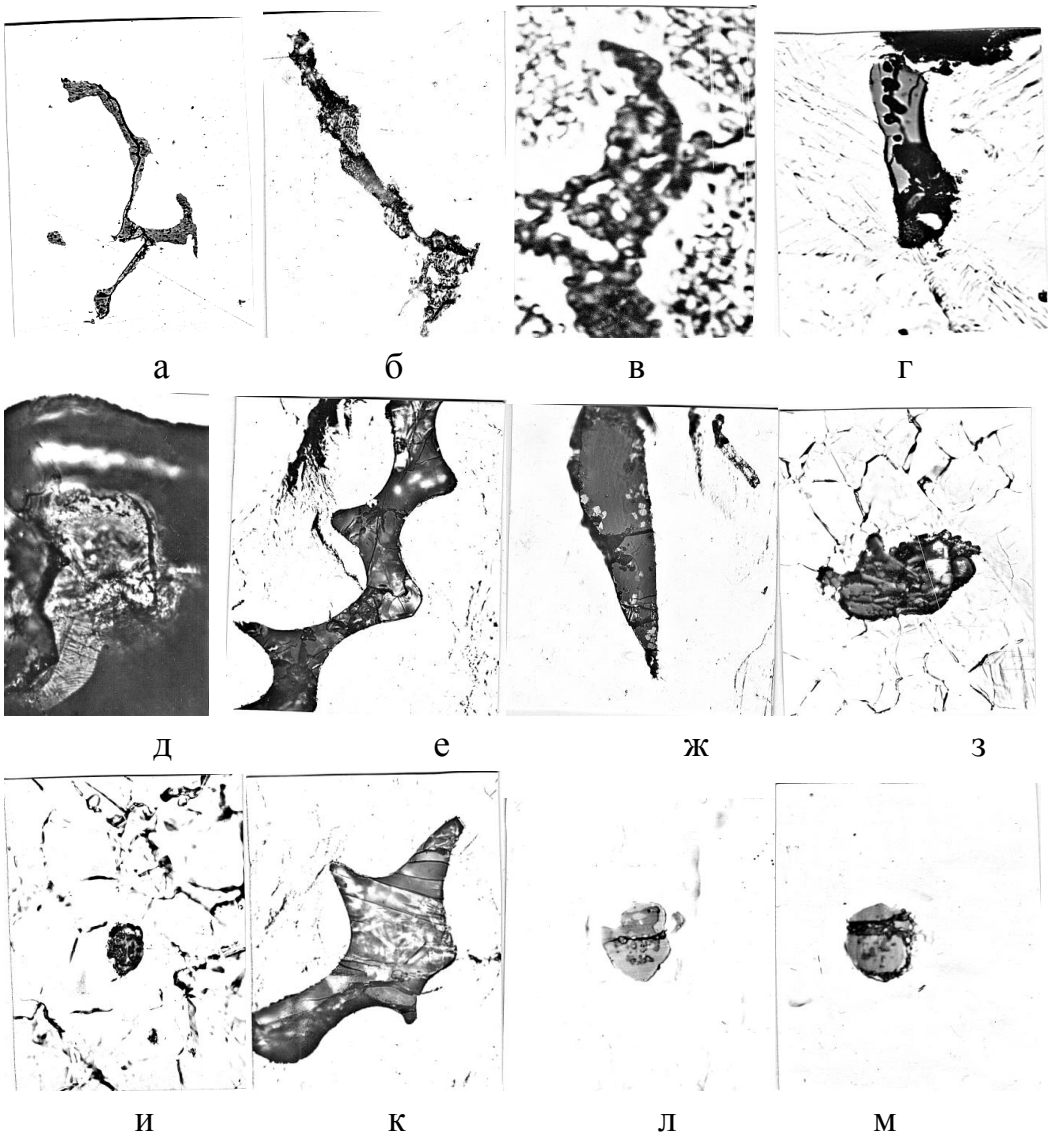


Рис. 2.65. Трещины в двухфазных включениях третьего типа «эвтектики» после деформации при температурах 25 (а, д), 600 (б, ж, л, м), 900 (в, е), 1100 (г, з, и), 1250^0C (к): а – г - FeS-(Mn, Fe)S, д, е - $2FeO \cdot SiO_2$-$MnO \cdot SiO_2$, ж, з – FeS-$FeO \cdot SiO_2$, и - (Fe, Mn)O-(Fe, Mn)S, к - FeO-$FeO \cdot SiO_2$, л,м - $MnO \cdot Al_2O_3$-2 $MnO \cdot Al_2O_3$; х900

Во включениях силикатных эвтектик, которые при температурах 25…600^0C непластичны [5 - 7], наблюдали возникновение хрупких трещин на межфазных границах э1↔э2

(рис. 2.65, д), а также в местах множества стыков этих границ с границами включение-матрица. При температурах выше 600^0С силикатные фазы эвтектик пластичны, однако в связи со стесненностью деформации вдоль границ э1↔э2 и вблизи этих границ появляются хрупкие трещины (рис. 2.65, е). В результате увеличения пластичности силикатных эвтектик при повышении температуры деформации до 900^0С, а также с развитием проскальзывания вдоль границ э1↔э2, которое начинается при температуре 950^0С, вдоль этих границ возникали хрупкие и вязкие трещины, причем при повышении температуры деформации до 1200^0С постепенно увеличивалась доля вязких трещин на изучаемых границах.

Таким образом, как и в случае сульфидных эвтектик, проскальзывание вдоль межфазных границ во включениях силикатных эвтектик не вызывало резкого изменения характера межфазных трещин и происходил постепенный переход от хрупкого к вязкому расслоению этих границ при повышении температуры деформации в области проскальзывания.

Характер разрушения межфазных границ э1↔э2 во включениях сульфо-силикатных эвтектик определялся уровнем пластичности фаз э1 и э2, а также возможностью проскальзывания вдоль изучаемых границ (рис. 2.65, ж, з), что подробно описано при рассмотрении включений сульфидных и силикатных эвтектик. Оксисульфидные и оксисиликатные эвтектики, как правило в качестве оксидной фазы содержат относительно легкоплавкие оксиды, которые обладают слабой пластичностью, поэтому для таких включений справедливы особенности образования межфазных трещин, описанные выше. В то же время для сульфидных, силикатных, сульфо-силикатных, оксисульфидных и оксисиликатных эвтектик характерно оплавление при температурах горячей деформации, что вызывает красноломкость сталей (см. гл. 2.3, 2.5). При достижении температуры плавления эвтектических включений в них происходят сложные процессы взаимодействия фаз э1 и э2

(рис. 2.65, и, к), на границах жидкой и твердой фаз возникают напряжения и постепенно все включение переходит в жидкое состояние.

Включения оксидных эвтектик содержат фазы э1 и э2, которые при температурах 25…1200^{0}С пластически не деформируются и хрупко разрушаются (рис. 2.65, л, м). Хрупкие трещины формируются на границах раздела фаз эвтектики и распространяются через включения, в основном, по границам раздела фаз до выхода на поверхность включений. При температурах 600…700 ^{0}С и выше вблизи включений появляются полости (рис. 2.65, м), которые растут за счет развития пластической деформации в прилегающих участках матрицы. В работе [5] было показано, что при более высоких температурах (800…1200^{0}С), когда создаются условия для термической релаксации напряжений в матрице вблизи включений, напряжения, действующие на включения, оказываются недостаточными для их разрушения. Однако более детальные исследования позволили выявить многочисленные случаи хрупкого разрушения межфазных границ э1↔э2 во включениях оксидных эвтектик. Поскольку обе фазы изучаемых включений непластичны, проскальзывание вдоль границ э1↔э2 не происходило.

Таким образом, характер разрушения межфазных границ э1↔э2 в двухфазных включениях третьего типа зависит от степени пластичности фаз э1 и э2 включения, которая определяется температурой деформации, а также от вероятности пластического поведения этих границ. Кроме того, проявляется влияние высокой степени дисперсности структуры эвтектических колоний, в также многочисленных тройных стыков границ э1↔э2 соседних колоний, а также стыков межфазных границ включение-матрица и э1↔э2, создающих сложное напряженное состояние в этих участках, характер которого зависит от уровня пластического поведения межфазных границ э1↔э2 и границ включение-матрица. В

изучаемых включениях при различных температурах наблюдали как зарождение хрупких трещин вдоль межфазных границ э1↔э2, так и вязких трещин при пластическом поведении одной либо обеих фаз, а также в случае реализации проскальзывания вдоль изучаемых границ при высоких температурах. Однако проскальзывание вдоль межфазных границ во включениях эвтектик, содержащих пластичные сульфидные, силикатные и оксидные фазы в различных сочетаниях, не вызывало резкого изменения характера межфазных трещин. Происходил постепенный переход от хрупкого к вязкому расслоению этих границ при повышении температуры деформации в области проскальзывания, что связано с влиянием дисперсной структуры эвтектических включений, а также с особенностями характера сильно разветвленных границ э1↔э2. В оксидных эвтектиках с недеформируемыми фазами проскальзывание вдоль границ э1↔э2 не проходило и при всех температурах деформации на этих границах возникали хрупкие трещины. Очевидно, характер разрушения межфазных границ э1↔э2 определяется уровнем их когезивной прочности.

Используя методики, изложенные в работе [5], определяли критические степени деформации образцов растяжением, при достижении которых возникали заметные микротрещины вдоль межфазных границ э1↔э2. Анализ результатов исследований показал, что $\varepsilon_{кр}$ существенно зависит от температуры деформации, определяющей уровень пластичности фаз включения э1 и э2 и границ э1↔э2, связанный с возможностью проскальзывания (табл. 2.10). Чем выше температура деформации и степень пластичности фаз э1 и э2, тем больше величина $\varepsilon_{кр}$ для всех изученных включений третьего типа.

Микроразрушения в двухфазных включениях третьего типа «эвтектики» в ходе развития пластической деформации развиваются в три стадии. Первая стадия включает локализацию деформации и зарождение хрупких либо вязких трещин путем

расслоения вдоль межфазных границ э1↔э2, либо вблизи этих границ и в многочисленных стыках этих границ в соседних колониях, в также в многочисленных стыках границ э1↔э2 с границами включение-матрица. На второй стадии происходит рост трещин в пределах включений. На третьей стадии происходит распространение микроразрушений в металлическую матрицу.

Таблица 2.10.

Влияние температуры на критическую степень деформации ($\varepsilon_{кр}$, %), при достижении которой разрушаются межфазные границы во включениях третьего типа

Включение, сталь	Температура деформации, ^{0}C					
	25	600	900	1100	1200	1250
FeS-(Mn, Fe)S, 08кп	9,4	12,3	17,2	23,7	оплав	оплав
$2FeO \cdot SiO_2$-$MnO \cdot SiO_2$, 08Ю	3,5	6,3	12,4	18,6	20,7	оплав
FeS-$FeO \cdot SiO_2$, 08кп	6,4	9,6	15,7	21,4	оплав	оплав
(Fe,Mn)O-(Fe,Mn)S, 08Ю	8,3	9,6	15,3	20,5	оплав	оплав
FeO-$FeO \cdot SiO_2$, 08кп	4,2	11,4	16,3	19,2	22,2	оплав
$MnO \cdot Al_2O_3$-2 $MnO \cdot Al_2O_3$, 08ГСФТФ	3,5	4,3	5,2	5,7	6,8	10,6

Проявление разных механизмов зарождения микроразрушений, связанных с межфазными границами э1↔э2 связано с различным сочетанием фаз, составляющих включения третьего типа, а также с наличием разветвленной сети этих границ, образующих многочисленные стыки как между собой, так и с границами включение-матрица. Представлены схемы зарождения хрупких и вязких трещин вблизи границ э1↔э2, которые могут быть реализованы при различных температурах и составляющих фазах включений, как в отсутствие

проскальзывания (рис. 2.66, а - в), так и при наличии проскальзывания (рис. 2.66, г - е). На рис. 2.65, е приведена схема, показывающая влияние тройных стыков межфазных границ на возможные образования микроразрушений (хрупких и вязких трещин) вблизи и вдоль межфазных границ э1↔э2, а также границ включение-матрица.

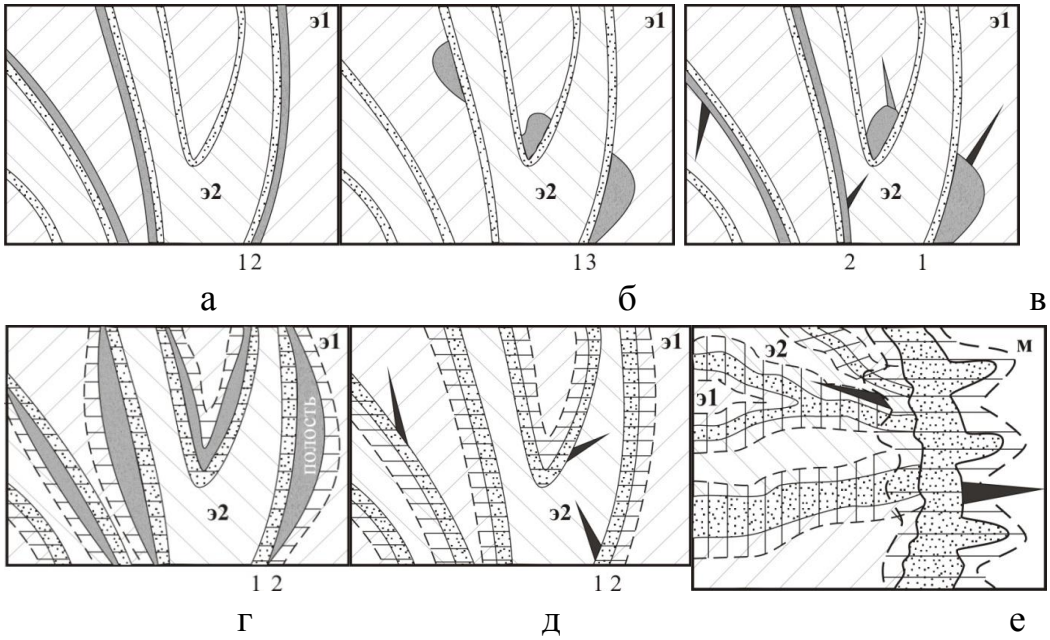


Рис. 2.66. Схемы зарождения микроразрушений вблизи межфазных границ э1↔э2 в двухфазных включениях третьего типа: 1 – межфазная граница э1↔э2; 2 на рис. а - в – хрупкие трещины вдоль межфазной границы; 3 на рис. а - в – вязкая трещина; 2 на рис. г - д - зоны пластической релаксации в фазах включения вблизи границы э1↔э2

Включения четвертого типа «дисперсные фазы в неметаллической матрице». Для таких включений характерно наличие дисперсных частиц избыточной второй фазы (оксидной, нитридной, карбонитридной, силикатной и т.д.) д2, которые присутствуют в «неметаллической» матрице (сульфидной, оксидной, силикатной и т.д.) ф-м1. Двухфазные включения четвертого типа представляют собой своеобразные композитные

формирования в стали (по типу дисперсного композита), в них имеется развитая сеть замкнутых межфазных границ ф-м1↔д2, которые могут быть когерентными или некогерентными в зависимости от условий образования и роста фазы д2, а также от характера сопряжения кристаллических решеток «неметаллической» матрицы и дисперсной фазы д2. Как правило частички фазы д2 являются недеформируемыми, однако встречаются также слабо пластичные (FeO, $FeO{\cdot}TiO_2$), либо пластичные при различных температурах частицы (FeS, (Mn,Fe)S, $MnO{\cdot}SiO_2$). Что касается «неметаллической» матрицы включения ф-м1, чаще она проявляет пластическое поведение при различных и особенно высоких температурах (сульфидная, силикатная), однако это может быть и недеформируемая фаза (оксидная, карбонитридная).

В двухфазных включениях четвертого типа наблюдали образование трещин по межфазным границам ф-м1↔д2, при этом их тип и условия зарождения зависели от природы фаз включения. Изучаемые двухфазные включения представляют собой системы, для которых характерно развитие дисперсионного упрочнения в процессе деформации, что обусловлено торможением дислокаций частичками фазы д2 и возникновением вблизи частиц полей напряжений в случае пластического поведения матричной фазы ф-м1. Если матричная фаза ф-м1 непластична либо слабо пластична, вблизи частиц д2 возникают значительные концентрации напряжений. При наличии пластичной фазы д2 вследствие различной пластичности фаз включения также возникают значительные концентрации напряжений вблизи дисперсных частиц. Очевидно форма частиц д2 также оказывает влияние на уровень напряжений в изучаемых включениях: менее предпочтительны пластинчатые и остроугольные частицы д2. Таким образом независимо от уровня пластичности матричной фазы ф-м1 частицы фазы д2 способствуют формированию полей напряжений во включениях четвертого типа. Влияние этих

напряжений на образование трещин вдоль межфазных границ ф-м1↔д2 определяется уровнем когезивной прочности этих границ, а также температурой деформации. В случаях нефедормируемых фаз включения ф-м1 и д2, в границах ф-м1↔д2 возникают значительные расклинивающие напряжения, что приводит к их хрупкому разрушению. При наличии пластичной матричной фазы ф-м1 либо пластического поведения обеих фаз сдвиговые напряжения вблизи границы ф-м1↔д2 способствуют отделению фаз включения в результате выхода дислокаций на межфазную границу, образования дислокаций ориентационного несоответствия и зарождения микротрещин. Очевидно пластичное поведение матричной фазы ф-м1 при различных температурах, а также проскальзывание вдоль границ ф-м1↔д2 при высоких температурах деформации приводит к частичной релаксации напряжений вблизи частиц фазы д2 и вдоль границ ф-м1↔д2. Наличие сети закнутых границ ф-м1↔д2 должно способствовать стесненности проскальзывания вследствие его развития «по кругу» в условиях динамического контактного взаимодействия фаз включения при их совместной деформации, а также возникновению моментных напряжений, способных вызвать поворот дисперсных частиц д2 в «матричной» фазе. Очевидно моментные напряжения, особенно при наличии остроугольных частиц д2, способствуют образованию микроразрушений. Величина критического размера микротрещины зависит от когезивной прочности межфазной границы ф-м1↔д2, а раскрытие трещины в межфазной границе должно сопровождаться релаксационными процессами, связанными с ее трансформацией в процессе развития.

Во включениях с недеформируемой матричной фазой ф-м1 при температурах деформации 25…1200^{0}С наблюдали появление хрупких микротрещин на границах ф-м1↔д2, а также вблизи частиц фазы д2 (рис. 2.67, а - г). С увеличением степени деформации микротрещины росли в длину и ширину,

объединялись в магистральную для включения трещину, поскольку она выходила на границу включение-матрица (рис. 2.67, б, г).

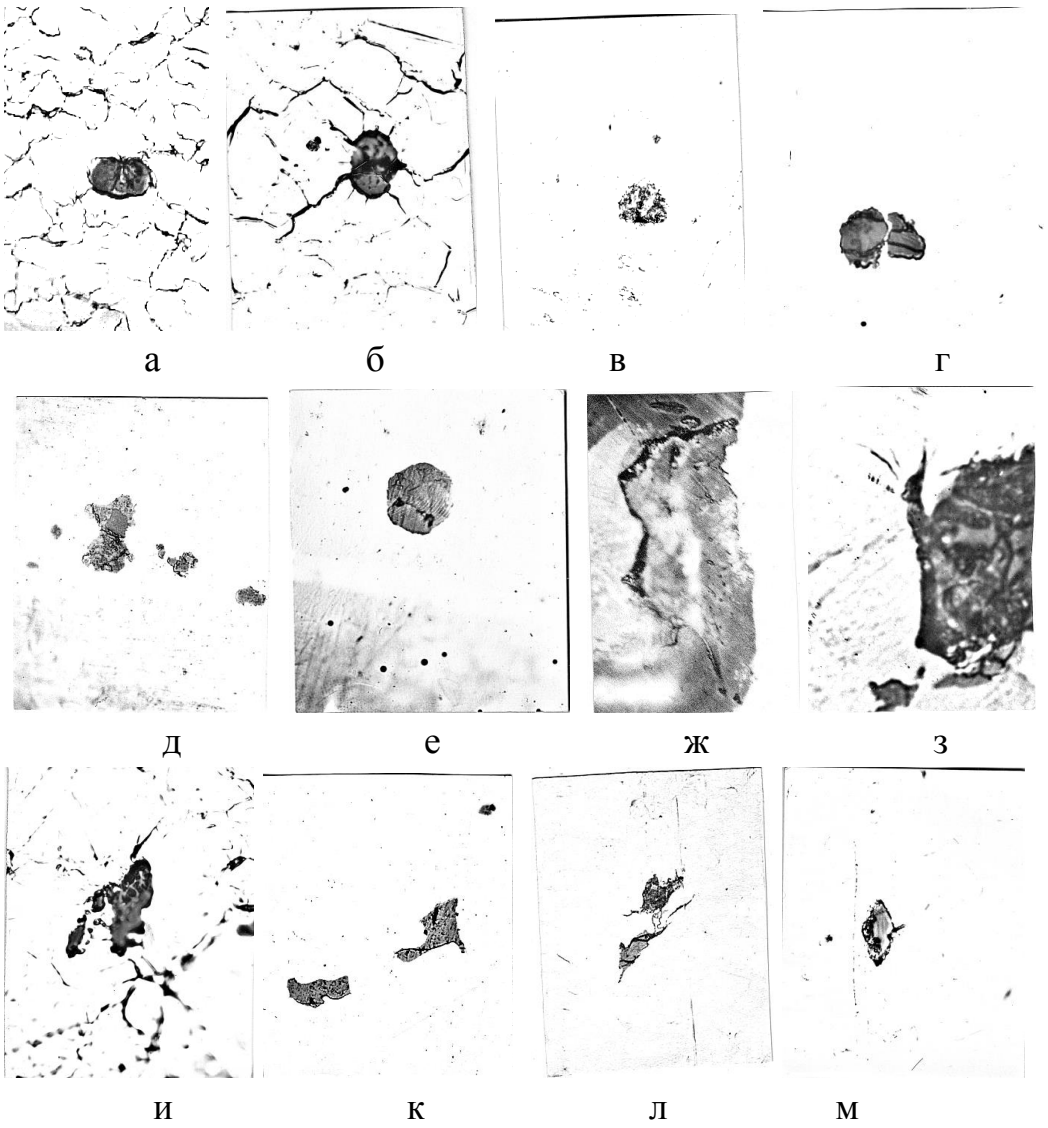


Рис. 2.67. Трещины в двухфазных включениях четвертого типа «дисперсные фазы в неметаллической матрице» после деформации при температурах 25 (в, ж, к), 600 (а, д, з), 900 (б, л), 1100^{0}С (г, е, и, м): а, б - ·(Mn,Mg)O·Al_2O_3·+Al_2O_3, в, г – TiCN+TiN, д, е - FeO·TiO_2+TiCN, ж - и - FeO·SiO_2+ FeO·Al_2O_3, к, л - (Mn,Fe)S·+(Mn,Mg)O·Al_2O_3, м - (Mn,Fe)S·+FeS·; х900

В случаях, приведенных на рис. 2.67, а - г, дисперсная фаза д2 не была пластичной. В случае слабо пластичной матричной фазы ф-м1 и недеформируемой фазы д2 при температурах 25…900^{0}С на границах ф-м1↔д2, а также вблизи частиц фазы д2 возникали хрупкие трещины (рис. 2.67, д). При более высоких температурах пластичнсть матричной фазы ф-м1 возрастала и наблюдали формирование вязких трещин на границах ф-м1↔д2 (рис. 2.67, е).

Силикатная матричная фаза ф-м1 при температурах 25…600^{0}С непластична [5 - 7], поэтому во включениях четвертого типа наблюдали хрупкие трещины на межфазных границах ф-м1↔д2 (рис. 2.67, ж), а также вблизи недеформируемых частиц д2. При температурах выше 600^{0}С силикатная матрица включений пластична, однако в связи со стесненностью деформации вдоль границ ф-м1↔д2 и вблизи этих границ появляются хрупкие трещины (рис. 2.67, з). Благодаря проскальзыванию вдоль границ ф-м1↔д2, которое начинается при температуре 950^{0}С, вдоль этих границ возникали вязкие трещины (рис. 2.67, и)

Во включениях четвертого типа с сульфидной матричной фазой ф-м1 и недеформируемой фазой д2 при температурах 25…500^{0}С наблюдали появление хрупких трещин вдоль межфазных границ ф-м1↔д2 и вблизи частиц д2 (рис. 2.67, к). Следует отметить, что сульфидная фаза обладает достаточно высоким уровнем пластичности при всех изучаемых температурах деформации и при зарождении микроразрушений вблизи частиц д2 следовало ожидать появления вязких трещин [5 - 7]. Очевидно наличие дисперсных частиц д2 оказало армирующее влияние на сульфидную фазу, что привело к затрудненности ее пластической деформации.

При повышении температуры деформации до 600^{0}С и выше пластичность сульфидной матрицы включений возрастала (рис. 2.67, л), при 850^{0}С и выше развивалось проскальзывание вдоль границ ф-м1↔д2, что привело к появлению вдоль этих

границ, а также вблизи частиц д2 вязких трещин. Присутствие пластичной фазы д2 в сульфидной матрице ф-м1 включений четвертого типа привело к формированию вязких трещин вдоль межфазных границ ф-м1↔д2 при различных температурах деформации (рис. 2.67, м), что связано с различным уровнем пластичности сульфидных фаз этих включений.

При достижении температуры плавления сульфидных или силикатных матричных фаз включений появляются полости, заполненные расплавом, в котором перемещаются более тугоплавкие частицы д2. В этих случаях неизбежно проявляется красноломкость стали, природа которой рассмотрена в гл. 2.3 и 2.5.

Таким образом, характер разрушения межфазных границ ф-м1↔д2 в двухфазных включениях четвертого типа зависит от степени пластичности матричной фазы ф-м1, которая определяется температурой деформации, а также от вероятности пластического поведения этих границ. Кроме того, должно проявляться влияние формы, размеров, степени пластичности дисперсной фазы д2, определяющих характер полей напряжений в изучаемых включениях и сдерживающих пластическую деформацию матричной фазы. Важными факторами являются также тип и строение межфазных границ ф-м1↔д2, определяемые условиями их формирования в момент выделения избыточных фаз д2. Очевидно эти вопросы нуждаются в дополнительных исследованиях. В изучаемых включениях при различных температурах наблюдали как зарождение хрупких трещин вдоль межфазных границ ф-м1↔д2, так и вязких трещин при пластическом поведении матричной фазы либо обеих фаз ф-м1 и д2, а также в случае реализации проскальзывания вдоль изучаемых границ при высоких температурах. Очевидно, характер разрушения межфазных границ ф-м1↔д2 определяется уровнем их когезивной прочности.

Определяли критические степени деформации образцов растяжением, при достижении которых возникали заметные

микротрещины вдоль межфазных границ ф-м1↔д2. Очевидно величина $\varepsilon_{кр}$ существенно зависит от температуры деформации, определяющей уровень пластичности в первую очередь матричной фазы включения ф-м1, а также дисперсной фазы д2 и границ ф-м1↔д2, связанный с возможностью проскальзывания (табл. 2.11). Чем выше температура деформации и степень пластичности матричной фазы ф-м1, тем больше величина $\varepsilon_{кр}$ для всех изученных включений четвертого типа.

Таблица 2.11.

Влияние температуры на критическую степень деформации ($\varepsilon_{кр}$, %), при достижении которой разрушаются межфазные границы во включениях четвертого типа

Включение, сталь	Температура деформации, ^{0}C					
	25	600	900	1100	1200	1250
·(Mn,Mg)O·Al_2O_3·+Al_2O_3, 08Ю	3,6	4,2	5,7	6,2	8.2	10,2
TiCN+TiN, 08Т	3,9	4,1	5.5	5,9	7,6	9.9
FeO·TiO_2+TiCN, 08Т	8,4	9,3	13,2	14,8	16.4	18,6
FeO·SiO_2+ FeO·Al_2O_3, 08Ю	4,3	8,2	15,2	17,3	21,1	оплав
(Mn,Fe)S·+(Mn,Mg)O·Al_2O_3, 08ГСЮТФ	10,3	12,4	19,5	25,4	оплав	оплав
(Mn,Fe)S·+FeS, 08кп	14,2	16,3	21,6	28,7	оплав	опл

Микроразрушения в двухфазных включениях четвертого типа «дисперсные фазы в неметаллической матрице» в ходе развития пластической деформации развиваются в три стадии. Первая стадия включает локализацию деформации и зарождение хрупких либо вязких трещин путем расслоения вдоль межфазных границ ф-м1↔д2, либо вблизи частиц д2. На второй стадии происходит рост трещин вдоль межфазных границ ф-м1↔д2 и вблизи частиц д2 в пределах включений. На третьей

стадии происходит распространение микроразрушений в металлическую матрицу.

Проявление нескольких механизмов зарождения микроразрушений, связанных с межфазными границами ф-м1↔д2 обусловлено различным сочетанием фаз, составляющих включения четвертого типа и имеющих разный уровень пластичности, а также с наличием сети замкнутых межфазных границ, характер строения которых определяется условиями их формирования при выделении избыточных фаз во включениях (рис. 2.68).

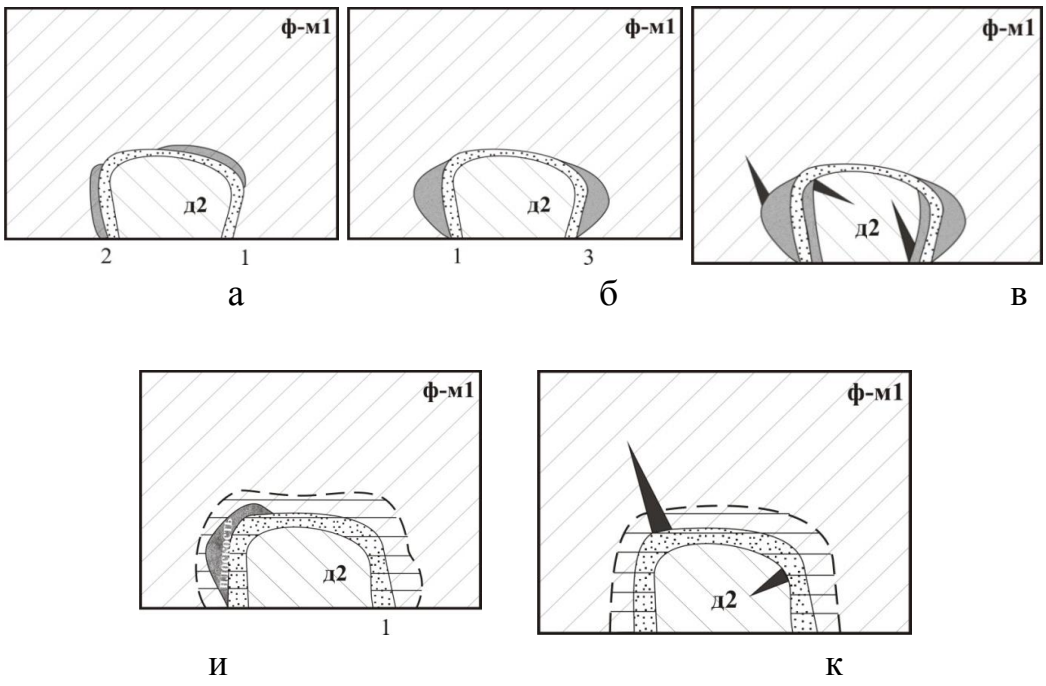


Рис. 2.68. Схемы зарождения микроразрушений вблизи межфазных границ ф-м1↔д2 в двухфазных включениях четверого типа: 1 – межфазная граница ф-м1↔д2, 2 - хрупкая трещина вдоль межфазной границы, 3 – вязкая трещина вдоль межфазной границы

Представлены схемы зарождения хрупких и вязких трещин вблизи границ ф-м1↔д2, которые могут быть реализованы при различных температурах и составляющих

фазах включений, как в отсутствие проскальзывания (рис. 2.68, а - в), так и при наличии проскальзывания (рис. 2.68, г, д).

Раздел 3. Влияние неметаллических включений на разрушение сталей в активных средах

3.1. Образование в сталях микроразрывов водородного происхождения вблизи включений

Проблема выносливости стали в водородсодержащих средах в настоящее время остается актуальной. При понижении температуры растворимость водорода в жидкой и твердой стали уменьшается скачкообразно при кристаллизации и аллотропических превращениях и плавно в пределах каждой модификации. Выделяющийся при этом водород может образовывать замкнутые полости внутри металла (микроразрывы). Водород не образует в сталях включений даже при наличии в их составе гидридообразующих элементов (Ti, Al, Cr, Pd, Ta, Nb). Однако, водород, обладая высокой диффузионной подвижностью в твердом растворе, стремится в различного рода дефектам, в том числе и к неметаллическим включениям [5].

Для избежания водородного крекинга желательно проводить противофлокенную обработку стальных изделий, в том числе колес путем изотермической выдержки при температуре 600 – 670^{o}C в проходных конвейерных печах. Появление флокенов связано с наличием в стали водорода, который активно диффундирует к дефектам и в местах его скопления вследствие молизации $2H \rightarrow H_2$ происходит выделение энергии, приводящее к образованию микроразрывов [99, 100]. В литературе нет единого мнения относительно роли включений в зарождении и развитии микроразрушений в сталях, связанных с наличием водорода. Целью данных исследований было изучение склонности неметаллических включений к образованию водородных трещин на межфазных границах включение-матрица в сталях. Исследовали образцы сталей

различного химического состава н структуры (08кп, 08Ю, 08Т, 08ГСЮТФ, 08Х18Н10Т, ШХ15, R7, НБ-57, Р6М5), содержащих довольно значительную группу включений, многие из которых присутствовали в нескольких сталях. Все стали, кроме литых НБ-57 и 08кп, изучали в горячедеформированном состоянии. Выбор группы низкоугдеродистых, низколегированных сталей типа 08, а также аустенитной стали 08Х18Н10Т, объясняется не только наличием разных типов включений, но и тем, что для этих сталей флокенообразование (возникновение и развитие внутренних трещин в сталях) не является типичным. В то же время рельсовая, колесная и шарикоподшипниковая стали как раз принадлежат к сталям, в которых часто возникают флокены [5]. Для исследования возможности образования микроразрывов вблизи включений в среде водорода использовали стали 08кп, 08Ю, 08Х, 08Т, 08ГСЮТФ, 08Х18Н10Т, ШХ15, R7, НБ-57, Р6М5. Все стали, кроме литых НБ-57 и 08кп, изучали в горячекатаном состоянии. Образцы сталей подвергали изотермической выдержке в атмосфере технического водорода марки А (ГОСТ 3022-80) в течение 2 ч по следующим режимам: 1 - температура 650°С, давление газовой фазы 5 МПа; 2 - температура 1100°С, давление 5 МПа; 3 - температура 1100°С, давление 10 МПа; т.е. концентрацию водорода в металле регулировали давлением водорода в газовой фазе [10]. Количество дефектов водородного происхождения определяли после вылеживания образцов на воздухе в течение 200 ч.

Критерием оценки водородостойкости сталей являлось количество дефектов (N), образовавшихся после наводороживания, которое определяли под микроскопом «Neophot-21» на 100 полях зрения методом количественной металлографии. Кроме того, определяли количество дефектов, отнесенное к числу включений $N/N_в$ при просмотре 100 полей зрения. Поскольку микроразрушения водородного происхождения в основном возникали на межфазных границах включение-матрица, определяли размеры дефектов: d - средний

размер расслоения, т.е. разобщения поверхности включения от матрицы и ℓ - средняя длина расслоения вдоль всей поверхности включение-матрица. Для исследования водородных трещин большое значение имела методика приготовления микрошлифов, которые необходимо было изготавливать без подтравливания и избегая возможного выполировывания включений. Необходимо отметить, что все образцы тщательно исследовали перед отжигом в среде водорода с целью идентификации возможных дефектов деформационного происхождения вблизи включений, при наличии которых образцы браковали.

Самыми “мягкими” условиями водородного отжига были температура 650°С и давление газовой фазы 5 МПа. Вблизи всех видов сульфидов возникли микроразрывы, в первую очередь у острых концов включений, затем вдоль поверхности раздела с различными неровностями, а затем и вдоль плоской границы раздела включение-матрица. В случаях крупных включений, размеры которых были больше 20 мкм, микроразрывы представляли собой овальные микропоры (рис. 3.1, а). При близком расположении они сливались, что приводило к расслоению с рваными краями вдоль поверхности раздела включение-матрица (рис. 3.1, б). Что касается силикатов и оксидов всех типов и составов, то микроразрушения вблизи этих включений в сталях не обнаружены.

Повышение температуры до 1100°С при сохранении давления 5 МПа, привело к увеличению количества микроразрывов вблизи сульфидных включений и их размеров (рис. 3.1, в, г; табл. 3.1). Если величина N/N_B, равная 0,8 для первого режима, свидетельствует, что микроразрывы возникли не у всех включений, то увеличение этого показателя до 3,2 свидетельствует об образовании нескольких дефектов вблизи одного включения. Микрополости сливаются вдоль границ раздела включение-матрица с образованием расслоений с рваными краями. Между близко расположенными сульфидами в

скоплении включений возникли микротрещины. Вблизи оксидных и большинства силикатных включений дефектов не обнаружили.

Во включениях силикатной эвтектики сложного состава, имеющей температуру плавления порядка 1100°С, т.е. при отжиге находящихся в жидком состоянии, возникли газовые пузыри, что по-видимому связано с достаточно высокой растворимостью водорода в жидком силикате.

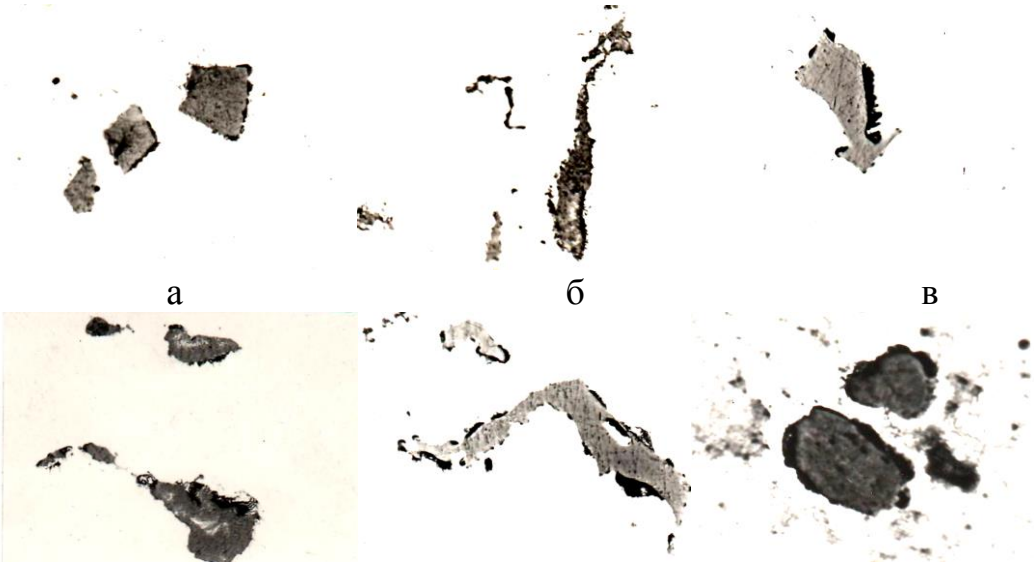


Рис. 3.1. Включения в сталях НБ-57 (а, в, д, е) и ШХ15 (б,г) сталях после выдержки в атмосфере водорода (а,б - t = 650°С, P_{H2} = 5 МПа; в, г - t = 1100°С, P_{H2} = 5 МПа; д, е - 1100°С, P_{H2} = 10 МПа), х 600

Третий режим отжига в среде водорода соответствовал максимальным параметрам эксперимента - температура 1100°С, давление 10 МПа. Это привело к дальнейшему увеличению количества и размеров микроразрывов вблизи сульфидных включений (рис. 3.1, д, е; табл. 3.1), причем как вблизи включений, так и в их скоплениях. Сульфидные эвтектики FeS-FeO, имеющие температуру плавления 980°С, находились во

время выдержки в среде водорода в жидком состоянии; в них возникли газовые пузыри как следствие повышения растворимости водорода в жидких включениях. Что касается оксидных и силикатных включений всех типов и составов, то и при максимальных в данном исследовании параметрах отжига в среде водорода микроразрывы около них не выявлены.

Таблица 3.1.

Параметры микроразрывов вблизи сульфидных включений в рельсовой стали после отжигов в водороде

Параметры м/ разрушений	P_{H2} = 5 МПа		P_{H2} = 10 Мпа 1100 С
	650°С	1100°С	
N	166,0	368,0	584,0
N/Nb	0,8	3,2	4,9
d, мкм	7,0	18,0	30,0
l, мкм	62,0	86,0	124,0

Следует проанализировать условия образования дефектов водородного происхождения вблизи неметаллических включений. Многие из положений предложенных теорий образования флокенов в стали [99] применимы для неметаллических включений. Водородно-структурная гипотеза предполагает, что микроразрывы возникают при понижении температуры вследствие уменьшения растворимости водорода в стали и высоких давлений, создаваемых водородом в микропорах. Такие микропоры вполне могут возникать на границах включение-матрица, особенно в случае включений оксидов, плохо смачиваемых жидкой сталью и соответственно имеющих готовые микронесплошности на границе с твердой сталью [101]. Различие растворимости и диффузионной подвижности водорода в аустените и феррите, увеличение подвижности и уменьшение растворимости водорода при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении облегчает скопление водорода вблизи включений.

Вблизи частиц неметаллических включений может реализоваться гипотеза микроскопической “водородной бомбы” [99], согласно которой процесс молизации водорода проходит, с выделением тепла порядка 430 кДж/моль за время $10^{-3}…10^{-4}$ с, т.е. реализуется тепловой взрыв. Поскольку вблизи включений всегда повышена плотность дислокаций [5], микроразрывы могут возникнуть и благодаря взаимодействию водорода с растянутыми областями кристаллической решетки в зонах дислокаций. Растягивающие напряжения приводят к восходящей диффузии водорода, а рекомбинация его атомов (молизация) создает дополнительные напряжения, вызывающие локальные разрывы. Взаимодействие атомарного водорода с дислокациями, приводящее к дрейфовой диффузии и образованию облаков Коттрелла, препятствует релаксации напряжений вблизи включений.

Некоторые исследователи связывают образование скоплений водорода в сталях с межзеренными и межфазными границами, считая последние мало проницаемыми для атомов водорода. Однако есть данные о взаимодействии водорода с включениями [102] и степень проницаемости межфазных границ для водорода зависит от степени их когерентности, типа, дислокационной структуры.

Очевидно, подвод водорода к неметаллическим включениям облегчают вакансии. Согласно работы [28] включение может рассматриваться как пора в упруго сжатой матрице, заполненная другим веществом. Скопление вакансий вблизи включений согласуется с еще одной гипотезой возникновения водородных трещин, которая утверждает, что водород препятствует схлопыванию вакансионных дисков, постоянно пополняющихся водородом и постепенно превращающихся в дискообразные полости [99].

Существует также “метанная” теория образования водородных полостей, основанная на наблюдаемом иногда обезуглероживании поверхностного слоя полостей и

микротрещин. Лимитирующим звеном этого процесса считается подвод атомов углерода. Для случая включений подвод углерода не является узким местом, т.к. поток вакансий способствует диффузии углерода к включениям и согласно работ [28, 103, 104] вблизи включений всегда повышено содержание примесей.

Все вышеизложенные рассуждения применимы к любым видам неметаллических включений в стали и не объясняет полученный в настоящей работе результат образования микроразрывов только вблизи сульфидных включений. Здесь напрашиваются вопросы, связанные с различием состава включений и структуры межфазных границ.

Сведений о растворимости водорода в неметаллических включениях и химическом взаимодействии водорода с ними в литературе очень мало, хотя эти данные являются очень важными в определении сопротивления стали водородной хрупкости. Авторы работы [105] полагают, что нельзя с уверенностью утверждать о растворимости водорода во включениях, считая, что водород может сосредоточиваться на границах включение-матрица.

Не следует исключать возможность восстановительных реакций водорода с оксидами иди сульфидами с образованием соответственно водяного пара или сернистого газа, которые не обладают столь высокой диффузионной подвижностью в кристаллической решетке, как водород и не могут быстро уходить из стали. Мнения о химическом взаимодействии водорода с включениями, например, с CuO в меди [102], с сульфидами и карбидами в стали [106] мало доказательны. Влияние химического состава включений на адсорбционный эффект включений в работе [107] связывается с наличием на поверхности адсорбента (неметаллического включения) ненасыщенных химических связей, при этом максимальная окклюзия водорода сталью с сульфидами объясняется большим сродством этих включений к водороду. Наименьшей окклюзионной способностью обладает сталь, содержащая

нитрид титана. Автор работ [107] объясняет его тем, что нитриды очень тонкодисперсны и обладают большим, чем другие включения, кристаллогеометрическим сходством с металлом. В работе [108] утверждается, что оксиды кремния, алюминия, силикат и сульфид марганца не приводят к жесткой фиксации водорода в железных сплавах, т.е. включения не имеют сродства к водороду, но служат зонами образования микропустот. Тот факт, что увеличение количества включений в стали приводит к увеличению количества поглощенного водорода, объясняется действием включений как концентраторов различных дефектов кристаллической решетки матрицы и растворением водорода в самих включениях.

Возникает вопрос, почему все же микроразрывы обнаружены в данной работе только вблизи сульфидов? Если говорить о строении межфазных границ включение-матрица, являющихся своего рода коллекторами, в которых может накапливаться водород, то у сульфидов как раз менее вероятно наличие микронесплошностей, чем у оксидов, что связано с различной смачиваемостью включений жидкой сталью [5]. Большинство включений сульфидов хорошо смачиваются, что влечет за собой повышенную когезивную прочность межфазных границ в твердом состоянии по сравнению с оксидами. Проанализировав условия образования микроразрывов водородного происхождения в сталях, стало очевидно, что практически все они одинаковы для разных типов неметаллических включений, поскольку во всех случаях возможно выполнение таких элементарных звеньев, как выделение водорода из твердого раствора, диффузии водорода к местам концентрации дефектов кристаллического строения и взаимодействие с ними, наличие межфазных границ. Для появления микроразрывов водородного происхождения необходимо наличие не просто концентрации напряжений, а появление растягивающих напряжений. Локальные напряжения, возникающие в матрице стали вблизи частиц включений имеют

термическое происхождение, т.е. связаны с различием значений коэффициентов термического расширения включений α_1 и матрицы α_2 [5].

При прочих равных условиях и отсутствии каких-либо исходных напряжений знак напряжений, возникающих вблизи включений, определяется разницей коэффициентов α_2 - α_1. Приведенные в работе [5] данные физико-механическим свойствам различных включений и матрицы сталей, а также подсчет величины термических напряжений позволяют утверждать, что поскольку значения α_1 для многих оксидов (Al_2O_3, SiO_2, FeO-MnO, TiO_2, Cr_2O_3, $MnOSiO_2$, $3Al_2O_32SiO_2$ и др.) меньше, чем α_2 матрицы стали, выражение (α_2 - α_1) является положительной величиной. В этом случае усадка включения меньше усадки окружающей матрицы и включение подвергается действию сжимающих напряжений. Это не значит, что подвод водорода к таким включениям исключен, поскольку разложение напряжений на радиальную и тангенциальную составляющие свидетельствует о наличии растягивающих компонент [5]. Что касается включений сульфидов, то дня них выражение (α_2 - α_1) является отрицательной величиной, что свидетельствует о наличии в матрице растягивающих напряжений как необходимого условия образования водородных микроразрывов.

Анализ поведения неметаллических включений различных типов, находящихся в колесной и рельсовой сталях, при разных температуре и давлении водорода позволил сделать следующие выводы. Вблизи включений после отжига в среде водорода возможны три вида микроразрушений. Во-первых, при наличии дефектов деформационного происхождения микротрещины и полости вблизи включений всех типов служат коллекторами для водорода. Во-вторых, в легкоплавких включениях оксидов, силикатов, сульфидов, растворяющих при высокой температуре в жидком состоянии водород, при кристаллизации возникают газовые пузыри. Наконец, микроразрывы водородного происхождения образуются вдоль межфазных границ матрица-

включение только в случае сульфидных включений, что обусловлено возникновением растягивающих термических напряжений вблизи поверхности раздела.

Таким образом, пораженность сталей дефектами водородного происхождения (флокенами, блистерингом и т.д.) во многом определяется содержанием серы. Вредное влияние серы можно заметно снизить глубокой десульфурацией стали или модифицированием металла различными элементами, способствующими выделению равномерно распределенных трудно деформируемых и глобулярных включений. В качестве модифицирующих добавок могут применяться щелочно- и редкоземельные металлы. Однако эффект их воздействия на морфологию серосодержащих включений связан в уровнем активности кислорода по отношению к ЩЗМ и РЗМ в системе металл-шлак-футеровка, поскольку сродство этих элементов к кислороду выше, чем к сере. Благоприятное влияние на морфологию серосодержащих включений, оказывают селен и теллур, стабильность воздействия которых мало зависит от активности кислорода в рассматриваемой системе. В работе [106] впервые поставлена и нашла конкретное решение задача повышения водородостойкости колесной стали за счет модифицирования серосодержащих включений Se или Te без дополнительных мероприятий по глубокой десульфурации металла (путем предварительной продувки чугуна магнием и другими десульфураторами, обработки стали синтетическими шлаками, силикокальцием, и др.). После испытаний в среде водорода при температуре 650°С в течение 2 ч исследовали микроразрывы водородного происхождения вблизи включений. Вблизи сульфоселенидов и сульфотеллуридов марганца микроразрывы отсутствовали. Таким образом опасными с точки зрения зарождения микроразрывов водородного происхождения в сталях являются сульфидные включения. Повышение водородостойкости сталей с относительно высоким содержанием серы может быть достигнуто в результате их

модифицирования селеном, благодаря изменению природы серосодержащих включений.

3.2. Зарождение усталостно-коррозионного разрушения сталей вблизи включений

Развитие современной техники сопровождается повышением требований к качеству применяемых материалов. Эксплуатация многих изделий, узлов и деталей машин осуществляется без какой-либо противокоррозионной защиты. Коррозионное разрушение сталей происходит при одновременном воздействии атмосферы, содержащей влагу, кислотные газы, соли, а также напряжений от динамических нагрузок (коррозия под напряжением) и в статических условиях. Процессы коррозии сталей изучались многими авторами [107, 109 - 113]. Исследование различных изделий и деталей, в частности деталей конструкций, железнодорожных колес, показало, что коррозионное разрушение является серьезной проблемой (рис. 3.2).

В процессе развития коррозионных повреждений в поверхностных слоях изделий формируются достаточно грубые оксидные фазы, которые нередко проникают на значительную глубину и являются концентраторами напряжений, что существенно влияет на надежность и долговечность этих изделий при эксплуатации.

Исследования показали, что нередко коррозионные повреждения возникают вблизи различных дефектов структуры сталей, в том числе вблизи неметаллических включений. В работе [107] проанализированы многие аспекты влияния неметаллических включений на коррозионное растрескивание сталей, а также механические свойства в коррозионно-активных средах. В то же время, эти вопросы нуждаются в дополнительных исследованиях и анализе. Необходимо изучить уровень активности неметаллических включений в зарождении

коррозионных повреждений в сталях, определить степень их влияния на малоцикловую долговечность сталей в разных средах.

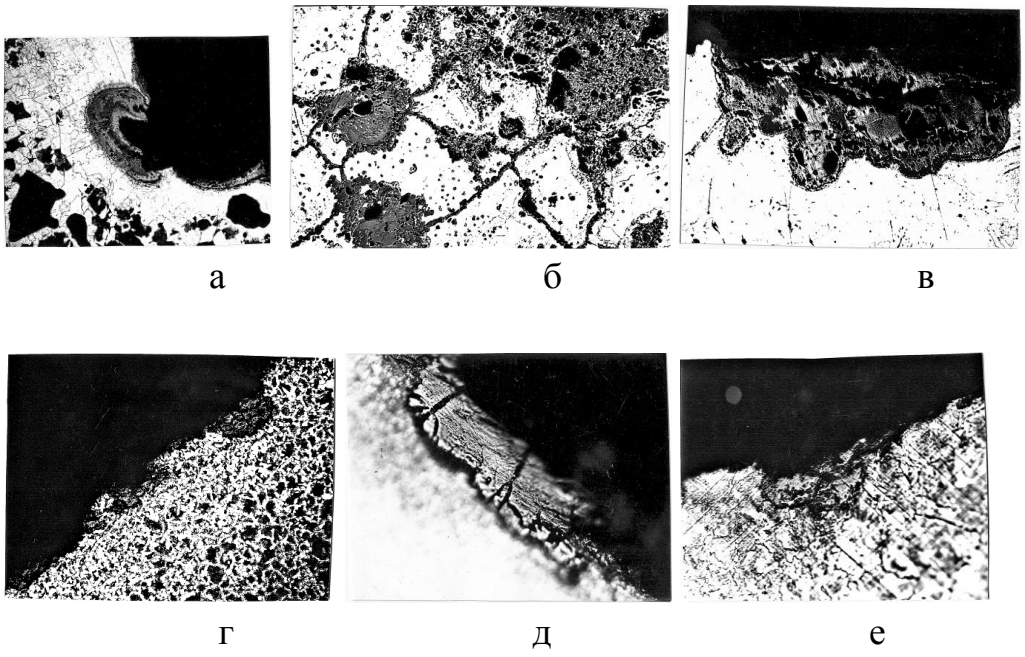


Рис. 3.2. Участки коррозионного разрушения сталей при эксплуатации изделий; х500

Коррозионное разрушение в естественных условиях осуществляется довольно длительно, поэтому для испытаний в естественных условиях необходим большой промежуток времени (год и более). Для сокращения срока испытаний за счет создания более жестких условий целесообразно применять ускоренные методы коррозионных испытаний, позволяющие поддерживать постепенные условия опыта и за короткое время вызвать очевидное разрушение стали.

Исследование образования коррозионных повреждений вблизи неметаллических включений проводили на специально полученных плавках низкоуглеродистой (типа 08) и колесной (R7) сталей, программно загрязненных различными типами неметаллических включений: для стали R7 пл. 1 – сульфиды

(Fe,Mn)S, FeS-MnS, пл. 2 – Al_2O_3, $MnO{\cdot}Al_2O_3$, пл. 3 – SiO_2, $MnO{\cdot}SiO_2$, $FeO{\cdot}SiO_2$, пл.4 – TiCN; для стали 08 пл. 5 – сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS, пл. 6 – Al_2O_3, $MnO{\cdot}Al_2O_3$, пл. 7 – SiO_2, $MnO{\cdot}SiO_2$, $FeO{\cdot}SiO_2$, пл.8 – TiCN. При получении экспериментального материала лом данных сталей был переплавлен в лабораторной электропечи, затем были использованы различные раскислители (алюминий, силико-кальций, титан), а также добавка порошка серы. Для каждого вида неметаллических включений выполняли несколько плавок, чтобы получить близкое объемное содержание включений (примерно 0,5% об.), что необходимо для корректного сопоставления результатов исследований и испытаний. После выплавки сталей проводили идентификацию неметаллических включений металлографическим (Neophot-21), петрографическим и микрорентгеноспектральным методами (MS-46 Cameca), а также подсчет содержания включений в опытных плавках (Квантимет).

Известно, что атмосферная коррозия не является обычным простым окислением, которое можно считать нормальным при высоких температурах; эта коррозия зависит от присутствия в атмосфере влаги или кислотных газов, либо от отложения воды и солей на поверхности металла. Испытания на малоцикловую усталость проводили на воздухе и в коррозионных средах, представляющих собой 5%-ный водный раствор NaCl (среда 1) и 1%-ный водный раствор H_2SO_4 (среда 2) [107, 109, 110]. Согласно работы [114], такой раствор способствует образованию с железом расворимых соединений, что вызывает усиление коррозии сталей. Выбор коррозионных сред был обусловлен, с одной строны, особенностями испытаний (необходима жидкая среда), с другой сороны, они в определенной степени имитировали среды, в которых работают изделия из этих сталей, в частности железнодорожные колеса под действием осадков и загрязнений. В результате определили

малоцикловую долговечность сталей на воздухе и в коррозионной среде.

Применяли также ускоренный метод испытаний склонности сталей к коррозионному растрескиванию, предложенный в работах [111, 115]: на установке ИМ-12 для испытаний на растяжение, снабженной приспособлением для использования жидкой коррозионной среды, проводили растяжение образцов со скоростью 1,8 мм/мин в средах, использованных ранее при испытаниях на малоцикловую усталость и представляющих собой 5%-ный водный раствор NaCl (среда 1) и 1%-ный водный раствор H_2SO_4 (среда 2) [112]. Для сравнения проводили такие же испытания в воздушной среде. Выбор коррозионных сред был обусловлен, как сказано выше, особенностями испытаний, а также тем, что они в определенной степени имитировали среды, в которых работают изделия под действием осадков и загрязнений [113]. Испытания на усталостную прочность на воздухе и в средах 1 и 2 образцов ø 7,62 мм проводили на машине типа НУ при базе N $3 \cdot 10^6$ циклов нагружений. По методикам, изложенным в работе [113], испытаниям подвергали образцы сталей, содержащие различные типы неметаллических включений. Для каждого испытания использовали три образца, проводили статистическую обработку результатов.

Малоцикловая усталость сталей с различными неметаллическими включениями. При испытаниях на воздухе на малоцикловую усталость сталей опытных плавок, содержащих различные типы неметаллических включений, наблюдается влияние типа неметаллических включений на ее усталостные характеристики (табл. 3.2): самая низкая величина N получена для сталей, загрязненных сульфидами (пл. 1, 5), затем она увеличивается при наличии соответственно корунда и шпинелей (пл. 2, 6), силикатов (пл. 3, 7) и, наконец, карбонитридов титана (пл. 4, 8). Коррозионная среда привела к существенному снижению долговечности сталей при

малоцикловой усталости при наличии всех типов неметаллических включений (табл. 3.2). Однако, по мере увеличения долговечности сталей при малоцикловой усталости опытные плавки выстроились в аналогичный возрастающий ряд: самая низкая величина N у стали, загрязненной сульфидами (пл. 1, 5), затем она увеличивается при наличии соответственно корунда и шпинелей (пл. 2, 6), силикатов (пл. 3, 7) и, наконец, карбонитридов титана (пл. 4, 8). Кроме того, определены коэффициенты влияния среды β_c, представляющие собой отношение долговечности колесной стали на воздухе к аналогичному показателю в коррозионной среде [107, 110]. Очевидно, чем больше величина этого коэффициента, тем сильнее снижают неметаллические включения малоцикловую долговечность сталей. Данные в табл. 3.2 приведены для колесной стали, однако испытания сталей типа 08 с различными типами включений показали аналогичные результаты.

Следует отметить, что полученные данные несколько отличаются от результатов, полученных в работе [107], где исследовалось влияние типа неметаллических включений при аналогичных испытаниях стали 20, и где самое сильное снижение долговечности стали 20 наблюдали в случае включений корунда, затем следовали сульфиды, нитриды и, наконец, меньше всего влияние оказывали силикаты. В этой же работе приведены результаты измерения микроэлектродных потенциалов стали 20 в окрестностях неметаллических включений. Аналогичные исследования были проведены на образцах сталей 08 и R7 опытных плавок. Как показано в работе [107], одним из основных факторов, определяющих коррозионное поведение стали, является электрохимическая гетерогенность поверхности, работающей в контакте с коррозионной средой.

Таблица 3.2.

Малоцикловая долговечность колесной стали (N) на воздухе и в коррозионных средах, а также коэффициент влияния среды β_c в зависимости от типа неметаллических включений

среда	плавка, включения	$N \cdot 10^4$, циклов	β_c
воздух	пл.1, сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS	1,2	-
	пл.2, Al_2O_3, $MnO{\cdot}Al_2O_3$	1,8	-
	пл.3, SiO_2, $MnO{\cdot}\ SiO_2$, $FeO{\cdot}\ SiO_2$	2,0	-
	пл.4, TiCN.	2,2	-
5%-ный водный раствор NaCl	пл.1, сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS	0,6	2,0
	пл.2, Al_2O_3, $MnO{\cdot}Al_2O_3$	1,2	1,5
	пл.3, SiO_2, $MnO{\cdot}\ SiO_2$, $FeO{\cdot}\ SiO_2$	1,4	1,43
	пл.4, TiCN.	1,6	1,38
1%-ный водный раствор H_2SO_4	пл.1, сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS	0,5	2,4
	пл.2, Al_2O_3, $MnO{\cdot}Al_2O_3$	0,8	1,78
	пл.3, SiO_2, $MnO{\cdot}\ SiO_2$, $FeO{\cdot}\ SiO_2$	1,2	1,67
	пл.4, TiCN.	1,4	1,57

Вполне очевидно, что наличие вблизи поверхности изделия, детали неметаллических включений, имеющих физико-химические свойства, отличные от таковых у стальной матрицы, способствует появлению коррозионных микроэлементов и усилению электрохимической гетерогенности поверхности изделия, например, железнодорожного колеса.

Влияние неметаллических включений на зарождение коррозионных повреждений. Используя данные работы [107],

для исследования микроэлектрохимической гетерогенности колесной стали опытных плавок использовали электролит, состоящий из H_2SO_4 (1%), H_2O_2 (0,14%), $K_2Cr_2O_7$ (0,0005%), в котором с помощью лабораторной установки была измерена разность электродных потенциалов поверхности колесной стали вблизи различных неметаллических включений. Рассматривая механизм влияния неметаллических включений на зарождение и развитие коррозионных повреждений в колесной стали, мы основывались на представлениях, развитых в работах [107, 116], согласно которым их главное влияние связано с повышением электрохимической микрогетерогенности стали. Автор работы [107] предложил электрическую схему замещения контакта металлической поверхности, содержащей включение, с электролитом. Объясняя различное влияние неметаллических включений на развитие коррозионных повреждений через их влияние на величину и распределение электродного потенциала, автор работы [107] связывает это с различием в полупроводниковых свойствах включений, которые обеспечивают неодинаковый вентильный эффект на границе включение-матрица в электролите. Рассматривая эти положения на примере включения SiO_2, автор показал, что важным процессом в протонных растворителях (вода), когда система „SiO_2 – раствор” обладает выпрямляющими свойствами, запорным направлением является анодное. При катодной поляризации система „SiO_2 – раствор” имеет низкое сопротивление, а выпрямление имеет место только при повышении электропроводности оксида, которое обусловлено внедрением в него протонов под действием поля (пропускное направление) [107]. В работе [107] также определена величина тока в цепи коррозионного элемента с неметаллическим включением:

$$I \sim (\varphi^0_в – \varphi^0_м) / (R_а + R_к + R_0 + R_в) \qquad (3.1)$$

где $\varphi^0_в$ – равновесный потенциал катодной реакции на неметаллическом включении, $\varphi^0_м$ – равновесный (начальный) потенциал анодной реакции, ($\varphi^0_в$ – $\varphi^0_м$) = E, R_a и $R_к$ – поляризационное сопротивление соответственно анодной и катодной реакции, $R_о$ – омическое сопротивление электролита, $R_в$ – электрическое сопротивление неметаллического включения.

По данным [116], микроэлектрохимическую гетерогенность. определяемую по максимальной разности потенциалов, находят при условиях $R_a << R_0$ и $R_к << R_в$., а измеряемая величина разности потенциалов Δφ:

$$\Delta\varphi = I \cdot R_0 = (\varphi^0_в – \varphi^0_м) \cdot R_0 / (R_0 + R_в) \qquad (3.2)$$

В таблице 3.3 приведены значения разностей электродных потенциалов колесной стали для различных типов неметаллических включений.

Таблица 3.3.

Величины разностей электродных потенциалов колесной стали
для различных типов неметаллических включений до (числитель) и после (знаменатель) пластической деформации

- Δφ, мВ			
пл.1, сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS	пл.2, Al_2O_3, $MnO{\cdot}Al_2O_3$	пл.3, силикаты SiO_2, $MnO{\cdot}\ SiO_2$, $FeO{\cdot}\ SiO_2$	пл.4, карбонитрид титана TiCN
29,3 / 45,4	19,1 / 42,9	10,7 / 24,93	6,3 / 14,55

Все изучаемые неметаллические включения являются катодами по отношению к стальной матрице [107] и располагаются по величине φ в убывающий ряд: сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS, корунд и шпинель Al_2O_3, $MnO{\cdot}Al_2O_3$, силикаты SiO_2, $MnO{\cdot}\ SiO_2$, $FeO{\cdot}\ SiO_2$, карбонитрид титана TiCN.

Как отмечено в работе [107], в таком же порядке, но в возрастающий ряд располагаются эти неметаллические включения по величине удельного электросопротивления. Очевидно, полученные результаты близки к приведенным в работе для стали 20 [107] и свидетельствуют о значительной величине градиента потенциала на межфазных границах включение-матрица стали, что обусловливает появление больших плотностей тока на этих границах. Как следует из таблицы 3.3 (цифры в числителе), наименее благоприятными являются величины разностей потенциалов колесной стали с сульфидными включениями, затем следуют величины разностей потенциалов стали с включениями корунда и шпинели, силикатами и при наличии включений карбонитрида титана их значения максимальны. Аналогичные результаты получены для сталей типа 08 с различными включениями.

Вполне очевидно, что вблизи сульфидных включений следует ожидать наибольшего коррозионного повреждения сталей, вблизи карбонитридов титана – наименьшего. Эти выводы хорошо коррелируют с результатами, приведенными в таблице 3.2. По-видимому, некоторое отличие в определении степени влияния типа неметаллического включения на образование коррозионных повреждений в изучаемых сталях по сравнению с работой [107] объясняется отсутствием в этой работе данных по определению степени загрязненности стали 20 включениями, различие в содержании которых могло повлиять на полученные результаты.

Часть образцов опытных плавок подвергали холодной деформации на лабораторном стане со степенью 45…55%, чтобы проверить влияние деформационных напряжений на величины разностей электродных потенциалов $\Delta\varphi$ изучаемых сталей для разных типов неметаллических включений, что имеет большое значение, например, для поверхности катания колеса в период эксплуатации и других наиболее напряженных элементов железнодорожного колеса. При сравнении величин

разностей электродных потенциалов колесной стали, приведенных в числителе и знаменателе (табл. 6.3) для каждого вида включений, очевидно, что деформационные напряжения резко снижают величину электродного потенциала и это приводит к усилению коррозионного поражения колесной стали, что наблюдали при проведении исследований поверхностей катания изношенных железнодорожных колес. При этом сохраняется закономерность влияния типа неметаллического включения на величину разностей электродных потенциалов колесной стали (убывающий ряд по степени вредного влияния на коррозию: сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS → корунд и шпинель Al_2O_3, $MnO{\cdot}Al_2O_3$ → силикаты SiO_2, $MnO{\cdot}\ SiO_2$, $FeO{\cdot}\ SiO_2$→ карбонитрид титана TiCN). Для сталей типа 08 получены аналогичные результаты.

Интересно отметить, что пластичность неметаллических включений при холодной деформации повлияла на отношение величин Δφ, определенных после и до пластической деформации (соответственно значение в знаменателе и числителе, см. табл. 3.3). Очевидно, все типы неметаллических включений являются концентраторами деформационных напряжений, что способствует увеличению величины Δφ. Однако для пластичных сульфидов отношение величин Δφ составляет 1,55, для остальных недеформируемых включений – 2,25 для корунда и шпинели, 2,33 для силикатов и 2,31 для карбонитрида титана. Таким образом, эти отношения для недеформируемых включений примерно одинаковы и характеризуют их одинаковое поведение при пластической деформации с точки зрения концентрации напряжений. Пластичные сульфиды, деформируясь совместно со стальной матрицей, способствуют частичной релаксации деформационных напряжений [5].

Металлографические исследования сталей опытных плавок после испытаний на малоцикловую усталость в разных средах показали, что коррозионные повреждения зарождались на неметаллических включениях всех типов (рис. 3.3).

Практически всегда процесс коррозии начинается на межфазных границах включение-матрица, в затем распространяется в стальную матрицу и в неметаллическое включение.

Как было показано в гл. 4.1 границы неметаллическое включение-матрица стали представляют собой своеобразную „поверхностную фазу”, характеризующуюся такими параметрами, как площадь поверхности и поверхностное натяжение [5]. Эти границы имеют определенную структуру, содержащую межфазные дислокации, двумерные дефекты упаковки, участки хорошего и плохого сопряжения кристаллических решеток включения и матрицы, субмикропоры, фасетки и ступеньки [5].

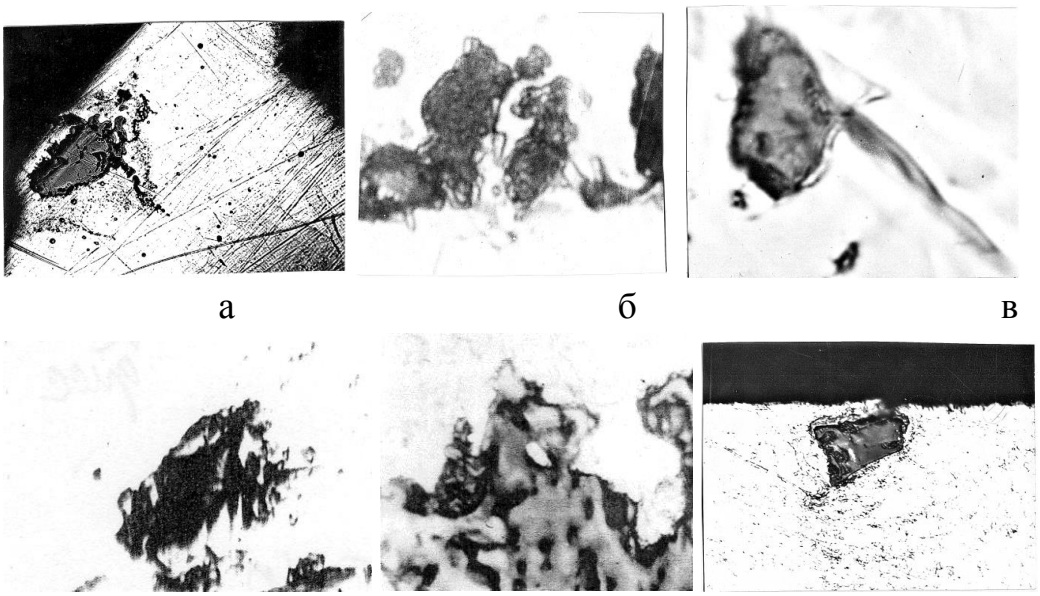


Рис. 3.3. Зарождение коррозионных повреждений на неметаллических включениях (Fe,Mn)S (а, г), $MnO{\cdot}Al_2O_3$ (б, д), $MnO{\cdot}\ SiO_2$ (в, е) в стали 08 (а - в) и колесной стали (г - д) после испытаний на малоцикловую усталость в 5%-ном водном растворе NaCl (а, д) и 1%-ном водном растворе H_2SO_4 (б - г, е): х600

К этим границам применим метод поверхностных избытков Гиббса, согласно которому любой параметр или свойство системы во включении и матрице имеет свое значение, в на границах включение-матрица существует его сгущение или поверхностный избыток [5]. Последнее утверждение подтверждается в настоящих исследованиях по определению значений разностей электродных потенциалов изучаемых сталей для различных типов неметаллических включений, свидетельствующих о значительной величине градиента потенциала на межфазных границах включение-матрица стали, что обусловливает появление больших плотностей тока на этих границах (см. табл. 3.3). Эти факты имеют большое значение, так как согласно электрохимической теории коррозионных процессов известно, что адсорбционные процессы как правило предшествуют коррозии, поскольку коррозионная среда является поверхностно активной. Межфазные границы включение-матрица являются готовыми „каналами” для проникания атомов поверхностно активного вещества из окружающей среды, что обусловлено дефектной структурой этих границ и наличием межфазных напряжений [5]. Диффузии поверхностно активных элементов вдоль этих границ благоприятствуют межфазные дислокации, которые обладают электрическим зарядом и взаимодействуют друг с другом, создавая разные по величине и знаку электрические поля [5] и взаимодействуя с ионами и атомами из активной среды, что является как бы внутренне электростимулированным процессом адсорбции.

Рассматривая контактное взаимодействие неметаллических включений и стальной матрицы в момент развития адсорбционных и коррозионных процессов следует учитывать, что согласно модели конфигурационной локализации валентных электронов,

предложенной в работе [117], между включением и матрицей через межфазную границу происходит обмен электронами,

поскольку включение является донором электронов, а стальная матрица – акцептором электронов. На границе включение-матрица сосредоточены атомы включения и матрицы с наиболее нарушенными электронными конфигурациями и пониженным статистическим весом атомных стабильных конфигураций. Межфазные дефекты (дислокации, дефекты упаковки - расщепленные дислокации), присутствующие в структуре границы включение-матрица, рассеивают электроны, движущиеся через границу от включения к матрице, за счет упругих и электростатических искажений и это влияет на электронную зонную структуру границы включение-матрица. Появление электростатических искажений связано с тем, что межфазные дислокации, вакансии, примесные атомы являются электронными дефектами, поскольку поля их напряжений создают локальные нарушения распределения зарядов, вызывая неоднородности в распределении электронной плотности [118]. Таким образом, в межфазной границе образуются группировки дефектов, создающих разные по знаку **и** величине электрические поля и это способствует перераспределению самих дефектов, а также ускорению диффузии атомов поверхностно активных элементов из окружающей среды. Перераспределение заряженных дефектов в границе включение-матрица приводит, в свою очередь, к возникновению электрических полей, рассеиванию электронов проводимости, что искажает форму поверхности Ферми электронов, движущихся от включения (донора) к матрице (акцептору), а также вызывает эффект изменения плотности заряда в результате объемных искажений, что способствует возникновению электросопротивления, вносимого межфазными дефектами. Непрерывные изменения зарядовой плотности электронов в изучаемых границах, происходящие в процессе образования коррозионных повреждений, по-видимому, служат стимулирующим фактором изучаемого процесса, поскольку нарушают локальные равновесия в системе межфазной границы включение-матрица и

являются стимулом для перемещения межфазных дефектов и диффузии атомов поверхностно активных элементов из окружающей среды.в пределах этой границы. Поэтому можно предположить, что развитие адсорбционных и коррозионных процессов вдоль границ включение-матрица имеет еще и внутренне электростимулированную природу.

Таким образом, межфазные границы включение-матрица являются центрами зарождения коррозионных повреждений вследствие их дефектной структуры и электростимулированных процессов перераспределения межфазных дислокаций, появления больших плотностей тока на границах, развития адсорбции поверхностно-активных элементов, что «расшатывает» эти границы (см. рис. 3.3). Очевидна также ведущая роль межфазных границ включение-матрица в повышении микрохимической гетерогенности сталей и развитии адсорбционных и коррозионных процессов, что обусловлено влиянием дефектной структуры этих границ, а также появлением значительной величины градиента потенциала и наличием больших плотностей тока на этих границах. Проникание коррозионной среды в границы включение-матрица способствует образованию продуктов коррозии, объем которых, как правило, превышает объем границ, в которых они образовались, при этом адсорбционные процессы переходят в коррозионные. Коррозия вызывает дополнительные напряжения в границах включение-матрица из-за расклинивающего действия образовавшихся продуктов коррозии, что способствует развитию усталостных трещин от неметаллических включений в стальную матрицу.

Анализ результатов, приведенных в таблице 3.2, позволил условно разделить неметаллические включения на две группы. В первую группу входят сульфидные включения (Fe,Mn)S, FeS-MnS, для которых коэффициент влияния среды β_c в 5%-ном водном растворе NaCl составляет 2,0, в 1%-ном водном растворе H_2SO_4– 2,4. Во вторую группу входят все остальные включения,

а именно корунд и шпинели Al_2O_3, $MnO{\cdot}Al_2O_3$, силикаты SiO_2, $MnO{\cdot}\ SiO_2$, $FeO{\cdot}\ SiO_2$, карбонитрид титана TiCN, для которых величина β_c в среде 5%-ного водного раствора NaCl составляет 1,38 – 1,5, в среде 1%-ного водного раствора H_2SO_4 – 1,57 – 1,78. Для разных типов изучаемых включений существуют такие равные условия, как содержание включений в стали, наличие межфазных границ включение-матрица, протекание адсорбционных процессов, а также различия в электропроводности и полупроводниковых свойствах включений [107], определяющие установленную выше последовательность степеней вредного влияния включений на зарождение коррозии. Однако следует рассмотреть еще один фактор, свидетельствующий о роли неметаллических включений в процессе зарождения коррозионных повреждений.

Известно, что неметаллические включения являются центрами зарождения термических напряжений и концентраторами напряжений в стали [5]. Это влияние на зарождение коррозии учитывалось в работе [107], однако, не рассматривалось влияние знака термических напряжений, которые вблизи разных типов включений различны. Известен эффект влияния сжимающих напряжений на подавление адсорбционного эффекта, остаточные растягивающие напряжения усиливают адсорбционные и коррозионные усталостные явления [110], т. е. складываясь с действующими (внешними) циклическими растягивающими напряжениями, растягивающие напряжения вблизи неметаллических включений значительно увеличивают число „активных” ультрамикротрещин в стали. Ранее проведенные расчеты и исследования термических напряжений вблизи разных типов неметаллических включений показали, что только вблизи сульфидов они являются растягивающими, вблизи остальных изучаемых в данной работе включений – сжимающими [5]. Очевидно, самое вредное влияние сульфидов на зарождение и развитие коррозионных повреждений связано с наличием

растягивающих термических напряжений, которые влияют в совокупности с другими факторами. Возможно, для других типов включений сжимающие термические напряжения ослабляют действие других факторов.

Знак термических напряжений вблизи включений определяет влияние еще одного фактора на зарождение и развитие коррозионных повреждений в сталях. Согласно современным представлениям выделяют три основных фактора влияния коррозионной среды на трещиностойкость сталей: адсорбционное воздействие, наводороживание металла вблизи вершины трещины и электрохимическую коррозию (анодное растворение) [109]. Очевидно, локализация адсорбционного воздействия среды включениями связана, как обсуждалось выше, с наличием межфазных границ включение-матрица. Активации электрохимической коррозии (анодному растворению стальной матрицы) способствует повышение микрохимической гетерогенности стали, обусловленное появлением микрокатодных участков, которыми являются сами включения, а также появлением значительной величины градиента потенциала и наличием больших плотностей тока на границах включение-матрица. Что касается наводороживания металла вблизи вершины трещины, то известно, что все неметаллические включения являются коллекторами для водорода [5]. Однако исследования, проведенные на ряде сталей (см. гл. 3.1) показали, что микроразрывы водородного происхождения образуются вдоль межфазных границ матрица-включение только в случае сульфидных включений, что обусловлено возникновением растягивающих термических напряжений вблизи частиц [5]. Этот факт также объясняет самое вредное влияние сульфидных включений на зарождение и развитие коррозионных повреждений в изучаемых сталях.

Распространение коррозионного процесса вдоль межфазной границы включение-матрица приводит к образованию сплошной или прерывистой граничной фазы,

отделяющей первоначальное включение от стальной матрицы, и представляющей собой продукты коррозии стали. Состав продуктов коррозии зависит от исходного включения и химического состава металлической матрицы. В таблице 3.4 приведены некоторые примеры продуктов коррозии, установленные при локальном петрографическом анализе граничных фаз в колесной стали. Очевидно, химические элементы, входящие в состав неметаллического включения, также принимают участие в образовании продуктов коррозии, значит, корродирует не только стальная матрица, но и неметаллические включения. Этим объясняется такое разнообразие фаз в продуктах коррозии, находящихся на границах включение-матрица стали.

Таблица 3.4.

Состав граничных фаз коррозионного происхождения для различных исходных неметаллических включений в колесной стали

Исходное включение	Составляющие граничной фазы (продукт коррозии)
пл.1, сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS	Fe_2O_3 (сл. Mn), Fe_3O_4 (сл. Mn), (Fe,Mn)O, FeO-FeS, Feo-MnS
пл.2, Al_2O_3, $MnO{\cdot}Al_2O_3$	Fe_2O_3 (сл. Mn и Si), Fe_3O_4 (сл. Mn), (Fe,Mn)O, $3Al_2O_3{\cdot}2\ SiO_2$
пл.3, SiO_2, $MnO{\cdot}\ SiO_2$, $FeO{\cdot}\ SiO_2$	Fe_2O_3 (сл. Mn и Si), Fe_3O_4 (сл. Mn и Si), (Fe,Mn)O, SiO, SiO_2
пл.4, TiCN	Fe_2O_3 (сл. Mn), Fe_3O_4 (сл. Mn), (Fe,Mn)O, TiO, $Feo{\cdot}Ti_2O_3$, SiO_2

В соответствии с электрохимической теорией коррозионной усталости [110], появление участков на поверхности детали, изделия представляющих собой „язвы” с исходными неметалличесими включениями и граничной фазой в виде продуктов коррозии на межфазных границах включение-

матрица, вызывает дополнительные концентрации напряжений. Эти напряжения способствуют неоднородному распределению потенциала: на дне таких „язв” возникает более положительный потенциал, чем у стенок или вблизи внешней поверхности изделия. Дно таких образований становится анодным участком, способствуя дальнейшей коррозии и углублению коррозионных повреждений от неметаллических включений в глубь изделия.

Таким образом, на базе подходов, учитывающих, что неметаллические включения в коррозионной среде являются микрокатодными участками, способствующими повышению микрохимической гетерогенности сталей, установлено, что уровень их активности определяется не только полупроводниковыми свойствами и величиной электросопротивления включений, но и знаком термических напряжений, а также степенью пластичности включений при деформации. В результате исследований определены коэффициенты влияния среды β_c, показывающие степень влияния неметаллических включений на малоцикловую долговечность изучаемых сталей. Неметаллические включения условно разделены на две группы: в первую группу входят сульфидные включения (Fe,Mn)S, FeS-MnS, для которых коэффициент влияния среды β_c в изучаемых средах составляет 2,0…2,4; во вторую группу – все остальные включения, а именно корунд и шпинели Al_2O_3, $MnO{\cdot}Al_2O_3$, силикаты SiO_2, $MnO{\cdot}\ SiO_2$, $FeO{\cdot}\ SiO_2$, карбонитрид титана TiCN, для которых β_c составляет 1,38…1,78. Установлено, что для пластичных сульфидов величина разностей электродных потенциалов колесной стали $\Delta\varphi$ после пластической деформации возросла в 1,55 раза, для остальных недеформируемых включений – в 2,25…2,33 раза, что связано с влиянием уровня концентрации деформационных напряжений.

Таким образом, установлен и обоснован последовательный убывающий ряд, показывающий степень вредного влияния включений на зарождение и развитие коррозионных

повреждений: сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS → корунд Al_2O_3 и шпинель $MnO{\cdot}Al_2O_3$ → силикаты SiO_2, $MnO{\cdot}\ SiO_2$, $FeO{\cdot}\ SiO_2$→ карбонитрид титана TiCN. Обосновано самое вредное влияние сульфидных включений на зарождение и развитие коррозионных повреждений в сталях, связанное со знаком термических напряжений вблизи этих включений, оказывающих ускоряющее влияние на наводороживание металлической матрицы вблизи вершины усталостно-коррозионной трещины. Показано, что межфазные границы включение-матрица играют важную роль в повышении микрохимической гетерогенности сталей и развитии адсорбционных и коррозионных процессов, что обусловлено влиянием дефектной структуры этих границ, а также появлением в них значительной величины градиента потенциала и наличием больших плотностей тока. Специфическое влияние неметаллических включений на зарождение и развитие коррозии стали связано не только с самими частицами включений, но и с активной ролью межфазных границ включение-матрица.

Влияние неметаллических включений на механические свойства сталей в активных средах. Известно, что к коррозионному растрескиванию склонны большинство металлов и сплавов, работающих под напряжением [111, 115]. Разрушение стали вследствие коррозионного растрескивания наиболее опасно, так как происходит внезапно (без заметной пластической деформации) при незначительной общей коррозии и напряжениях значительно ниже предела прочности. Такое разрушение возможно только при условиях одновременного воздействия на стальное изделие коррозионной среды и растягивающих напряжений от внешних нагрузок либо остаточных напряжений в изделии [111, 115]. Испытания образцов сталей R7 и 08 в различных средах позволили заключить, что зарождение коррозионных повреждений часто происходит вблизи неметаллических включений (см. рис. 3.3).

Скоростные испытания склонности коррозионной стали к коррозионному растрескиванию показали, что механические свойства колесной стали, имеющей феррито-перлитную структуру и примерно одинаковое содержание неметаллических включений, зависели от типа неметаллических включений при испытаниях на воздухе (табл. 3.5). Эти различия были связаны со степенью пластичности включений [1]. Испытания в коррозионной среде 1 привели к перераспределению относительного влияния типа включения на механические свойства колесной стали. Предел прочности стали σ_B и сопротивление отрыву $S_к$ наиболее значительно уменьшились для пл. 1 с сульфидами, для остальных видов включений это уменьшение менее значительно. Такие же закономерности видны в изменении характеристик пластичности δ и ψ. При этом четко наметился убывающий ряд по влиянию типа включения на свойства стали: сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS → корунд и шпинель Al_2O_3, $MnO{\cdot}Al_2O_3$ → силикаты SiO_2, $MnO{\cdot}\ SiO_2$, $FeO{\cdot}\ SiO_2$→ карбонитрид титана TiCN, что соответствует результатам, приведенным выше при оценке влияния включений на долговечности колесной стали при малоцикловой усталости. Еще более четко этот убывающий ряд просматривается после испытаний образцов опытных плавок в коррозионной среде 2, при этом ухудшение всех механических свойств более существенно для сталей со всеми видами включений по сравнению с испытаниями на воздухе.

Таблица 3.5.

Механические свойства колесной стали с разными неметаллическими включениями после испытаний на растяжение в разных средах

среда	номер плавки, включения	свойства			
		$S_к$, МПа	σ_B , МПа	δ, %	ψ, %
воздух	пл.1, сульфиды	1105	1124	13,2	32,2

	(Fe,Mn)S, FeS-MnS				
	пл.2, Al_2O_3, $MnO{\cdot}Al_2O_3$	1053	1025	11,8	29,6
	пл.3, SiO_2, $MnO{\cdot}\ SiO_2$, $FeO{\cdot}\ SiO_2$	1109	1084	11,4	33,4
	пл.4, TiCN	1071	1048	12,3	30,2
5%-ный водный раствор NaCl	пл.1, сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS	975	1015	10,1	27,4
	пл.2, Al_2O_3, $MnO{\cdot}Al_2O_3$	1025	1018	10,8	28,2
	пл.3, SiO_2, $MnO{\cdot}\ SiO_2$, $FeO{\cdot}\ SiO_2$	1040	1075	11,1	28,5
	пл.4, TiCN	1044	1040	11,1	28,9
1%-ный водный раствор H_2SO_4	пл.1, сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS	834	960	8,9	24,2
	пл.2, Al_2O_3, $MnO{\cdot}Al_2O_3$	906	988	9,1	26,3
	пл.3, SiO_2, $MnO{\cdot}\ SiO_2$, $FeO{\cdot}\ SiO_2$	945	997	10,2	27,1
	пл.4, TiCN	962	1005	10,4	27,4

Наиболее чувствительными к воздействию коррозионной среды оказались такие свойства как сопротивление отрыву $S_к$, а также показатели пластичности – относительное удлинение δ и относительное сужение ψ. В максимальной степени все механические характеристики под действием коррозионной среды ухудшились в пл. 1 с сульфидными включениями по сравнению со свойствами, определенными при испытаниях в воздушной атмосфере.

Очевидно, все неметаллические включения способствуют снижению механических свойств колесной стали в

коррозионных средах, поскольку они являются концентраторами напряжений [5], имеют различный уровень электропроводности и полупроводниковых свойств, отличные от таковых у стальной матрицы [5, 107], а также способствуют протеканию адсорбционных процессов вдоль межфазных границ включение-матрица, что все вместе вызывает повышение электрохимической микрогетерогенности стали. Однако, как было показано выше, наиболее вредное влияние сульфидных включений на свойства колесной стали в коррозионных средах связано с наличием растягивающих остаточных напряжений вблизи этих включений; вблизи остальных исследованных включений эти напряжения являются сжимающими [5]. Таким образом, проявилось наиболее вредное влияние сульфидных включений на коррозионное растрескивание колесной стали. Следует отметить, что аналогичные результаты были получены при испытаниях стали 08 с различными типами включений.

По-видимому, скоростной метод испытания сталей на склонность к коррозионному растрескиванию в слабо агрессивных коррозионных средах позволяет определить лишь тенденцию влияния неметаллических включений на механические характеристики. И все же закономерности очевидны, так как возникающие в процессе испытаний напряжения позволяют неметаллическим включениям проявить себя как более или менее активные центры зарождения и развития коррозионных повреждений.

Усталостная прочность сталей с неметаллическими включениями. Известно, что основным критерием влияния окружающей среды на усталостную прочность сталей служит предел усталости, определяемый в различных средах. В качестве показателя, характеризующего влияние среды, принят коэффициент циклической прочности β при влиянии среды, представляющий собой отношение предела усталости, определенного при испытаниях в коррозионной среде, к пределу усталости, полученному при испытаниях на воздухе [110, 113].

Этот коэффициент обычно меньше 1, поскольку усталостная прочность стали в агрессивной среде должна быть ниже усталостной прочности на воздухе. Чем больше величина этого коэффициента отличается от 1, тем сильнее проявляется влияние среды и неметаллических включений на усталостную прочность сталей.

Результаты испытаний на усталостную прочность колесных сталей приведены в таблице 3.6. Очевидно, при испытаниях на воздухе величина предела усталости колесной стали определяется типом неметаллических включений (при одинаковом их содержании в плавке): самый высокий предел усталости у плавки 1 с сульфидами, потом он снижается у плавки 4 с карбонитридами титана, затем у плавки 3 с силикатами и самое низкое значение σ_{-1} имеет плавка 2 с оксидами алюминия. Это несколько противоречит данным работы [107], где детально изучалось влияние типа включений на усталость различных сталей и где самыми опасными включениями при испытаниях на воздухе признаны включения корунда, затем следуют нитриды, кремнезем и сульфиды (мы называет те включения, которые идентичны изучаемым в данной работе). Очевидно, для воздушной атмосферы величина коэффициента циклической прочности β для всех плавок колесной стали равна 1 (табл. 3.6). Аналогичные данные получены при испытаниях сталей 08 (пл. 5…8).

Испытания в коррозионных средах привели к уменьшению величин предела усталости сталей опытных плавок. При испытаниях в среде 1 (5%-ный водный раствор NaCl) наиболее сильное снижение предела усталости наблюдается у пл. 1 и 5 с сульфидными включениями, которые становятся лидерами по вредному влиянию коррозионной среды на уменьшение предела усталости изучаемых сталей. Это проявляется при анализе значений коэффициента циклической прочности β сталей с различными включениями (табл. 3.6). Кроме того, происходит перераспределение включений по степени их вредного влияния

на усталость стали по сравнению с данными работы [107], поскольку проявляется тенденция к образованию убывающего ряда по степени влияния неметаллических включений на предел усталости сталей: сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS → корунд и шпинель Al_2O_3, $MnO{\cdot}Al_2O_3$ → силикаты SiO_2, $MnO{\cdot}\ SiO_2$, $FeO{\cdot}\ SiO_2$→ карбонитрид титана TiCN.

Таблица 3.6.

Значения предела усталости σ_{-1} и коэффициента циклической прочности β колесной стали с различными типами включений

среда	номер плавки, включения	показатели циклической прочности	
		σ_{-1}, МПа	β
воздух	пл.1, сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS	370	1
	пл.2, Al_2O_3, $MnO{\cdot}Al_2O_3$	324	1
	пл.3, SiO_2, $MnO{\cdot}\ SiO_2$, $FeO{\cdot}\ SiO_2$	355	1
	пл.4, TiCN	367	1
5%-ный водный раствор NaCl	пл.1, сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS	292	0,79
	пл.2, Al_2O_3, $MnO{\cdot}Al_2O_3$	295	0,91
	пл.3, SiO_2, $MnO{\cdot}\ SiO_2$, $FeO{\cdot}\ SiO_2$	334	0,94
	пл.4, TiCN	356	0,97
1%-ный водный раствор H_2SO_4	пл.1, сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS	237	0,64
	пл.2, Al_2O_3, $MnO{\cdot}Al_2O_3$	275	0,85
	пл.3, SiO_2, $MnO{\cdot}$	312	

	SiO_2, $FeO \cdot SiO_2$		0,88
	пл.4, TiCN	345	0,94

Еще более четко выражены эти закономерности при испытаниях в среде 2 (1%-ный водный раствор H_2SO_4), о чем свидетельствуют как уменьшение значений предела усталости σ_{-1}, так и снижение величины коэффициента циклической прочности β сталей с различными типами включений по сравнению с результатами, полученными при испытаниях в среде 1 (табл. 3.6).

Очевидно, по результатам испытаний изучаемых сталей на усталостную прочность в коррозионных средах следует выделить наиболее вредное слияние сульфидных включений, что согласуеся с результатами, полученными при оценке влияния неметаллических включений на долговечность сталей при малоцикловой усталости.

При проведении испытаний образцов сталей 08 и R7 на усталостную прочность на воздухе вблизи включений всех типов обнаружили множество усталостных трещин (рис. 3.4). Проблема влияния неметаллических включений на образование усталостных трещин привлекала внимание многих исследователей [107], которые рассматривали включения как концентраторы напряжений в сталях. Показано, что вблизи включений развиваются усталостные трещины, которые образуются у 100% оксидных и силикатных, 21% оксисульфидных, 48% нитридных и 4% сульфидных включений [5]. Коэффициенты опасности включений с точки зрения усталостного разрушения на воздухе для включений глинозема, алюмосиликатов, нитридов, кремнезема, сульфидов, кальциевых силикатов и оксисульфидов церия равны соответственно 13, 10, 8, 6, 4, 2, 1 [119]. Следует отметить, что для разных сталей эти коэффициенты различны и могут быть пригодны для качественного сравнения.

а б в

Рис. 3.4. Усталостные трещины вблизи включений в стали 08 (опытные плавки); х500

Усталостные трещины, возникающие в конструкциях, изделиях или деталях машин при циклических нагрузках, постепенно разрастаются, что может вызвать хрупкое разрушение. Поэтому очень важна способность материала или конструкции воспринимать эти нагрузки при наличии трещин. Частицы неметаллических включений как концентраторы напряжений являются местами зарождения усталостных трещин. В связи с этим особое значение приобретает разработка способов уменьшения скорости роста таких трещин или их торможения, что приведет к существенному росту срока службы и надежности конструкций и изделий в эксплуатации. Процессы зарождения и роста усталостных трещин вблизи включений подчиняются различным закономерностям, связанным с типом включения, степенью его пластичности, составом и структурой стальной матрицы и т.д. При этом в зависимости от множества факторов, в том числе от условий циклического нагружения, период распространения усталостных трещин может варьироваться в широких пределах, от 10 до 90% от общей долговечности конструкции или изделия. Очевидно роль включений особенно велика на стадии зарождения усталостных трещин, а процесс их распространения в металлическую матрицу (скорость роста трещин) в большей степени определяется структурой и свойствами матрицы, а также условиями циклических испытаний или работы конструкции или изделия.

В многочисленных исследованиях включения с точки зрения влияния на конструкционную прочность сталей рассматриваются как дефекты, для которых важны размер и форма. Показано, что на основании данных о величинах K_{1C} для различных сталей необходимо определять критические размеры включений. Очевидно данные по определению критических размеров неметаллических включений при разных условиях нагружения, приведенные в гл. 2.3, 2.6, а также в работах [5 - 7] можно использовать и для оценки процессов зарождения усталостных трещин вблизи включений различных типов. Используя критерий Краффта, можно подставить в выражение для K_{1C} величину размера включения $Д_в$. Получение высоко чистых сталей, содержащих включения минимальных размеров по-прежнему является актуальной задачей, стоящей перед металлургами. С точки зрения формы наименее благоприятны остроугольные и пластинчатые включения. Процесс зарождения усталостных трещин зависит также от степени пластичности включений и уровня когезивной прочности межфазных границ включение-матрица, определяющих механизм образования микроразрушений вблизи включений. Все эти факторы, связанные с неметаллическими включениями способствуют уменьшению времени зарождения усталостных трещин в конструкциях, изделиях и деталях машин.

Изучение процессов роста усталостных трещин, возникших вблизи включений актуально в связи с применением высокопрочных сталей, развитием тенденций современной техники к облегчению конструкций и деталей машин, а также увеличением сроков их службы при повышении надежности. Здесь важно влияние уровня напряжений, схемы напряженного состояния, температуры и характера циклического нагружения, а также химического состава, степени дисперсности структуры и механических свойств стальной матрицы на скорость непрерывного роста усталостных трещин [120]. Особо важными являются вопросы, связанные с выявлением условий, при

которых подавляется непрерывный рост усталостных трещин, возникших вблизи включений. В работе [120] проанализированы факторы, способствующие возникновению неразвивающихся усталостных трещин в сталях. Очевидно некоторые из них могут быть адаптированы к процессу торможения усталостных трещин, возникших вблизи включений, кроме того, возможны иные специфические явления. Представляются возможными следующие факторы, способствующие возникновению неразвивающихся усталостных трещин вблизи включений, когда усталостная трещина может тормозиться: пластичным сульфидным включением, встретившимся на пути ее роста; локальными пластическими процессами в металлической матрице вблизи включения; проскальзыванием вдоль границ включение-матрица при высоких температурах нагружения; в скоплении включений в результате ее разветвления; при встрече с границей зерен стальной матрицы, субграницами ячеистой структуры, а также дисперсными частицами второй фазы; при изменении условий циклического нагружения в результате смены напряженного состояния вблизи включения.

3.3. Влияние включений на образование частиц износа при трении

Комплексный подход к механизму изнашивания различных изделий и деталей машин включает детальный анализ причин и механизма образования частиц износа. В данной работе этот процесс изучался на примере изношенных железнодорожных колес, для которых исследованы структурные изменения, происходящие в поверхностных слоях ободьев [121, 122]. Многообразие условий работы пар трения позволяет утверждать, что общим подходом может быть представление об усталостной природе разрушения поверхностных слоев [123]. Такой подход необходим как при выборе химического состава сталей пары трения колесо-рельс с учетом их циклической

прочности и долговечности, так и при разработке новых конструкций колес с учетом условий их эксплуатации. Резко возросший в последние годы интерес к изучению механизма износа связан не только с необходимостью сокращения связанных с износом потерь, но и с разработкой эффективных методов прогнозирования долговечности колес, обеспечением надежности их работы, особенно в экстремальных условиях (большие нагрузки, высокие скорости, повышенные температурные нагрузки на затяжных спусках и т.д.).

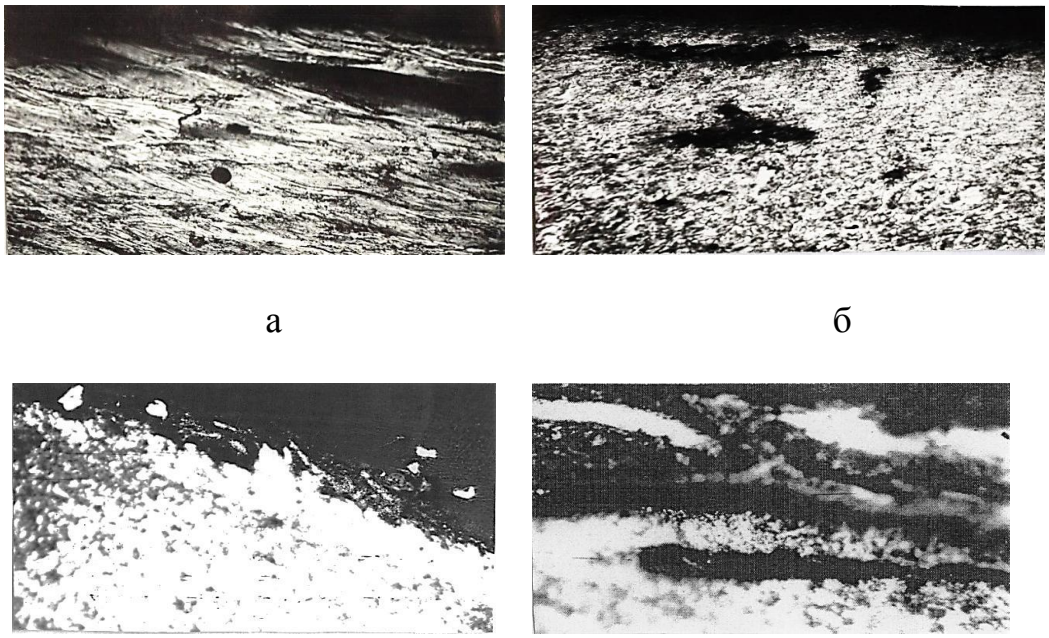
Очевидно, для понимания роли неметаллических включений в образовании частиц износа следует изучить общую картину этого процесса с учетом влияния фазовых и структурных изменений, происходящих вблизи поверхности трения в процессе эксплуатации.

Усталостные процессы связаны с возникновением вблизи поверхности катания зоны пластической деформации и участков "белого слоя", который отличается хрупкостью, а также с наличием вблизи поверхности катания частиц неметаллических включений и образовавшихся в процессе эксплуатации участков коррозионного повреждения стали [121, 122]. Эти структурные изменения вызывают появление дефектов усталостного происхождения (трещин, частиц износа), которые приводят к разрушению обода (причем очень опасным является подрез гребня), а также к изменению профиля колеса в результате смещения слоев металла вдоль поверхности катания. Таким образом, механизм износа поверхности катания представляет совокупность механических, теплофизических и химических явлений и связан с образованием частиц износа и микротрещин в местах интенсивной пластической деформации и в участках "белого слоя", вблизи частиц неметаллических включений и продуктов коррозии стали. Исследован механизм износа железнодорожных колес с плоскоконическим профилем поверхности катания, проработавших около 5 лет под пассажирским составом.

Металлографические исследования показали, что вдоль поверхности катания встречаются микротрещины и расслоения, приводящие к формированию и отслоению частиц износа, а также хрупкому разрушению в зоне выкружки, что на практике вызывает массовые подрезы гребней колес. Образование частиц износа имеет разные причины, а конечная видимая форма частиц износа зависит от условий их образования. Одной из главных причин формирования частиц износа является протекание пластических сдвигов с довольно большой степенью деформации, которая имеет неоднородный характер [121, 122]. Именно на границах зон с разной степенью деформации, а также в участках интенсивной и турбулентной деформации возникают микротрещины, отслоения, частицы износа (рис. 3,5, а). В зоне выкружки возникает группа частиц износа, что свидетельствует о значительной локализации деформации и приводит в конечном счете к подрезу гребня.

Частицы износа, возникшие вследствие развития интенсивной пластической деформации вблизи поверхности катания, представляют собой чешуйки или пластины разной толщины. Они характерны для нормальных условий износа [123] и их появление связано с пластической деформацией, протекающей вблизи поверхности катания колеса. Согласно теории износа «отслаиванием» [124], при трении максимальная плотность дислокаций возникает непосредственно не на поверхности, а на некоторой глубине, где и появляются протяженные микротрещины (рис. 3.5, б), растущие до критического размера в результате пластического течения стали. При этом в зоне между трещинами и поверхностью катания локализуется пластическое течение стали и образуются частицы в виде чешуек, которые отслаиваются. Главная роль в этом процессе относится к пластическим актам, приводящим к накоплению дислокаций и появлению микротрещин, параллельных поверхности катания колеса. Такие микротрещины определенное время не вызывают образование

частиц износа, они могут расти и в это время образуются новые микротрещины. Образование чешуек износа происходит путем вязкого отслоения металла при слиянии этих микротрещин и сопровождается пластическим течением стали вблизи поверхности катания колеса.



а б

в г

Рис. 3.5. Частицы износа вблизи поверхности катания в зоне интенсивной пластической деформации (а, б) и в участках выкрашивания «белого слоя» (в, г); а, б –х200, в, г -х1000

Данные по определению плотности дислокаций на поверхности катания, приведенные в работах [121, 122], свидетельствуют о развитии интенсивной деформации в процессе эксплуатации колес. Для сравнения после сошлифовок поверхностного слоя в среднем на 100…200 мкм определяли плотность дислокаций в колесах с разным сроком службы. Следует отметить, что порядок этого параметра оставался примерно на том же уровне (это – 10^{10}…10^{11} $см^{-2}$). Однако на глубине 100…200 мкм от поверхности катания величина плотности дислокаций во всех случаях была примерно в 2…3

раза выше, чем непосредственно на поверхности катания. Такое различие в плотности дислокаций связано с выходом движущихся дислокаций на свободную поверхность при пластической деформации. Кроме того, известен факт «экранирующего» влияния внешней поверхности (в нашем случае – поверхности катания колеса) на движущиеся дислокации [124].

При пластической деформации вблизи поверхности катания на движущиеся дислокации действует, так называемое, поляризационное напряжение σ_i:

$$\sigma_i = G.\ b / 4\pi\ (1-\nu) \qquad (3.3)$$

где G – модуль сдвига колесной стали, b – вектор Бюргерса дислокаций, ν – коэффициент Пауссона колесной стали.

Этой силе противостоят напряжение трения $\sigma_{тр}$ и изменение поверхностной энергии, когда дислокации перемещаются от поверхности [122]. Приравнивая уравнение (6.3) к силам трения, получаем решение уравнения для толщины частицы износа $a_ч$:

$$a_ч = G.\ b / 4\pi\ (1-\nu)\ \sigma_{тр} \qquad (3.4)$$

Напряжение трения вблизи поверхности катания можно приблизительно выразить следующим образом:

$$\sigma_{тр} \sim G\ \varepsilon^2\ c \qquad (3.5)$$

где ε – степень деформации стали, c – концентрация примесных атомов, G – модуль сдвига колесной стали.

Очевидно, рассматривая особенности развития пластической деформации колесной стали вблизи поверхности катания колеса следует учитывать взаимодействие этой поверхности с окружающей атмосферой, приводящей, как было показано выше, к образованию коррозионных повреждений. Известно, что начальный этап коррозии включает адсорбцию атомов элементов из окружающей влажной среды, что может вызывать эффект адсорбционного облегчения пластической деформации вблизи поверхности катания колеса (эффект П. А. Ребиндера) [110]. Явление пластифицирования поверхностных

слоев объясняют влиянием изменения поверхностной энергии на поведение деформируемого твердого тела (снижением поверхностного потенциального барьера, оказывающего влияние на поведение дислокаций в приповерхностном слое деформируемого металла), а также уменьшением сил трения и предела текучести стали [110]. По-видимому, пластифицирование поверхностности катания способствует на начальных этапах эксплуатации железнодорожного колеса к сглаживанию шероховатостей на поверхностях катания колеса и рельса, допустимому изменению профиля поверхности катания колеса, что ускоряет, так называемый, полезный износ, необходимый для ускорения процесса прирабатываемости в системе колесо-рельс.

Далее для образования поверхностных дефектов (частиц износа) в условиях переменного действия напряжения необходимо достижение предельного состояния деформационного упрочнения стали, и этот этап деформации ускоряется под действием поверхностно-активной среды [110]. При образовании и отслоении частиц износа, когда идет усталостное разрушение поверхности катания колеса и появляются новые «свежие» поверхности развивающихся трещин, на них происходит адсорбция активных элементов окружающей влажной среды. Такое адсорбционное проникновение поверхностно-активных компонентов внутрь трещин происходит с достаточно высокими скоростями [110], что приводит к снижению поверхностной энергии трещин (а значит, и работы их образования) и облегчает тем самым дальнейшее их развитие в процессе пластической деформации стали. Кроме того, в результате адсорбционных процессов на поверхности частиц износа развивается коррозия стали, поэтому на них нередко видны продукты окисления. Известно, что влажная среда проникает внутрь образовавшихся трещин под влиянием капиллярного давления с достаточно высокой скоростью [109]. Термодинамическая неизбежность процесса

проникания поверхностно-активных веществ в трещины объясняется понижением поверхностной энергии внутри трещины под влиянием адсорбции [109]. Таким образом, влажная окружающая среда, содержащая к тому же различные смазки, загрязнения и т. д., оказывает отрицательное влияние на усталостную прочность поверхности катания колеса благодаря адсорбционному и коррозионному эффектам.

Согласно данным работы [122], частицы износа, представляющие собой чешуйки или пластины разной толщины, образуются при равномерном распределении дислокаций по толщине этих частиц-чешуек. После образования этих чешуеобразных частиц некоторые из них попадают между двумя скользящими поверхностями колеса и рельса, в результате они могут быть обкатаны с изменением формы или разрушены, либо остаться прежнего размера и «плоской» формы. Очевидно износ поверхности катания колеса, сопровождающийся развитием интенсивной пластической деформации, происходит посл5] приведена количественная оценка обсуждаемого процесса, определены: количество частиц износа, образовавшихся при пластической деформации; скорость слияния микротрещин и критическая степень деформации, необходимые для образования свободных частиц износа, общий износ поверхности катания при развитии интенсивной пластической деформации; средняя площадь поверхности каждой частицы износа; скорость износа поверхности катания. Очевидно, скорость износа уменьшается, когда снижается интенсивность пластической деформации в поверхностном слое обода колеса.

Вторым источником образования частиц износа на поверхности катания колеса является, так называемый, «белый слой», который обладает повышенной хрупкостью [121, 122]. На границе его раздела с основной структурой колесной стали возникают значительные напряжения, обусловленные различными физическими и механическими свойствами зон с различной структурой. Кроме того, вблизи участков «белого

слоя» обнаруживается локализация деформации поверхностного слоя обода колеса, что также способствует концентрации напряжений на границе «белый слой»-основная структура колесной стали. Это вызывает выкрошивание «белого слоя», поэтому практически всегда он не является сплошным. Такие частицы износа имеют вид осколков с острыми краями неправильной формы (рис. 3.5, в). Они обычно возникают при очень высоких давлениях и их появление можно связать с образованием в поверхностных слоях ободьев мелких усталостных трещин, выход которых на поверхность является началом образования частиц износа [123]. Следует отметить, что под хрупким «белым слоем» сталь пластически деформируется и на границе этих структурных составляющих возникают силы отталкивания, действующие на движущиеся дислокации [124], что приводит к формированию вблизи границы раздела этих структурных зон области с повышенной плотностью дислокаций, обеспечивающей деформационный наклеп. Это может в свою очередь привести к появлению микротрещин как вдоль границы «белый слой»-деформированная структура стали, так и на некотором расстоянии от нее, аналогичных приведенным на рис. 3.5, б и параллельных поверхности катания колеса (рис. 3.5, г). Для трансформации таких микротрещин в частицы износа справедливы рассуждения, приведенные выше.

Третьей причиной образования частиц износа являются неметаллические включения, которые имеют металлургическое происхождение и являются концентраторами напряжений и деформаций в колесной стали [5 - 7]. Образованию трещин и частиц износа также способствует окисление и коррозионное разрушение поверхности катания, причем эти процессы приводят к формированию непосредственно на поверхности катания грубых включений сложных оксидов. Далее продукты коррозии для удобства мы также будем называть «неметаллические включения», поскольку их состав и структура близки к некоторым оксидным неметаллическим включениям в

колесной стали. Ранее проведенными исследованиями установлено, что наличие частиц второй фазы существенно повышает скорость образования микротрещин и их объединения, что увеличивает интенсивность износа (усталостного и при трении) [124]. Авторы связывают это с тормозящим влиянием частиц на движущиеся дислокации и полагают, что влияние включений на формирование частиц износа является одним из наиболее важных механизмов формирования дефектов при износе. Глубина формирования дефектов при этом определяется глубиной нахождения частиц неметаллических включений от внешней поверхности.

Известно, что неметаллические включения различных типов вызывают неоднородное развитие пластической деформации при различных температурах, скоростях и способах деформации. Анализ микроструктуры колесной стали вблизи поверхности катания колес показал, что неметаллические включения и продукты коррозии колесной стали способствуют неоднородному развитию деформации, появлению зон турбулентного течения (рис. 3.6, а) и способствуют образованию зон с повышенной степенью деформации относительно среднего ее значения в разных участках по ширине обода. Поведение неметаллических включений, находящихся вблизи поверхности катания под влиянием действующих напряжений зависит от их типа. Они пластичны (сульфиды), либо не подвержены пластическому формоизменению (оксиды, силикаты, карбонитриды титана) [3].

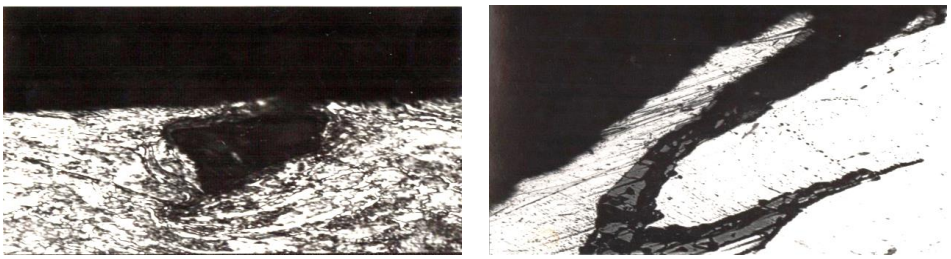
Неметаллическое включение, находящееся вблизи поверхности катания колеса, находится в сложном напряженном состоянии, определяемом системой контактных, динамических и циклических напряжений. На него действуют нормальнее сжимающие напряжения от контактного давления системы колесо-рельс, продольные сдвиговые напряжения, возникающие в стальной матрице при ее деформации, а также напряжения трения на поверхности раздела включение-матрица. Величина

нормальных напряжений зависит от условий эксплуатации колеса, сдвиговых - от пластичности матрицы колесной стали, определяемой температурой и ее структурой. Возникающий в процессе эксплуатации колеса градиент температур вблизи поверхности катания приводит к неоднородному распределению деформаций в стальной матрице и сил, действующих на включение. Включения оказываются окруженными пространственно неоднородным полем внутренних напряжений, имеющих свои дальнодействующие поля. Таким образом, вблизи каждого включения формируется определенная схема напряженного состояния, в которой соотношения между величинами напряжений постоянно изменяются в процессе эксплуатации колеса и в этих условиях стальная матрица деформируется в контакте с включением. В условиях высоких давлений и циклически изменяющихся температур взаимодействие контактирующих поверхностей включения и стальной матрицы происходит путем установления механического контакта и развития диффузионных процессов.

Механический контакт устанавливается в результате сглаживания неровностей поверхностей включения и матрицы колесной стали путем развития контактного трения их поверхностей друг относительно друга, препятствующего их относительному перемещению. Такое трение является кинематическим сухим трением скольжения, так как реализуется без какой-либо смазки при поступательном перемещении зерен стальной матрицы по поверхности недеформируемого включения или между движущейся стальной матрицей и пластичным включением. В работах [5, 6] проанализированы условия формирования сил трения на межфазной границе включение-матрица согласно закона Амонтона. Для случая деформирующейся системы стальная матрица-включение установлен закон трения, учитывающей влияние сил притяжения между молекулами трущихся тел, а также составляющие, обусловленные типом и строением межфазных

границ и связанные с определенной поверхностной энергией, а также с трением, возникающим при перемещении (скольжении) межфазных дислокаций и дисклинаций. Очевидно, силы трения сдерживают течение стальной матрицы вокруг включения и распределены по границе раздела неравномерно. Эта неравномерность в первую очередь обусловлена неравномерным распределением нормальных и касательных напряжений, действующих на включение, находящееся вблизи поверхности катания колеса. Контактное трение усиливает неоднородность деформации матрицы колесной стали вблизи включений, поскольку в каждой точке поверхности контакта возбуждаются элементарные касательные силы трения, что вызывает появление дополнительных касательных напряжений на межфазной границе включение-матрица, направленных противоположно направлению скольжения матрицы относительно включения. Это может оказать влияние не только на уровень напряжений, действующих на включение, но и на схему напряженного состояния [5, 125].

В процессе совместной деформации системы включение-матрица вблизи поверхности катания колеса образуется характерная волокнистая зеренная структура колесной стали. Во время деформации на каждое зерно перлита и феррита действуют нормальные сжимающие силы от контактного взаимодействия колесо-рельс, в результате в стали возникают релаксирующие касательные напряжения, под действием которых матрица течет в направлении качения, а зерна перлита и феррита приобретают вытянутую форму. Стальная матрица соприкасается с включением и на межфазной границе возникают силы трения, препятствующие ее течению. Волокна деформирующейся матрицы огибают включение, которое может поворачиваться движущейся матрицей в направлении ее течения; в результате возникают моментные напряжения и образуется характерная вихревая зеренная структура (рис. 3.6, а).



а б

в г

Рис. 3.6. Локализация деформации (а) и формирование частиц износа вблизи неметаллических включений и продуктов коррозии колесной стали (б - г) на поверхности катания железнодорожных колес: а, б –х 400, в, г –х 200

Волокна матрицы огибают включение с одной стороны, если оно непосредственно выходит на поверхность катания, либо с двух сторон, если оно находится вблизи поверхности катания. В первом случае волокна матрицы постепенно «наезжают» на включение (рис. 3.6, б), которое служит тормозом для движущихся волокон, выгибаются и нередко закручиваются в петли или спирали. Во втором случае волокна матрицы огибают включение с двух сторон, при этом возможно расслоение вдоль межфазных границ раздела включение-матрица (рис. 3.6, в). Происходит неоднородная деформация: те волокна, которые столкнулись с включением, останавливаются и в этом месте возникает повышенная концентрация напряжений, а находящиеся выше и ниже слои матрицы деформируются в направлении течения матрицы колесной стали. При этом на границах включение-матрица концентрируются сжимающие и

сдвиговые напряжения, способные разрушить включение, если они превысят предел прочности включений при сжатии (рис. 3.6, б).

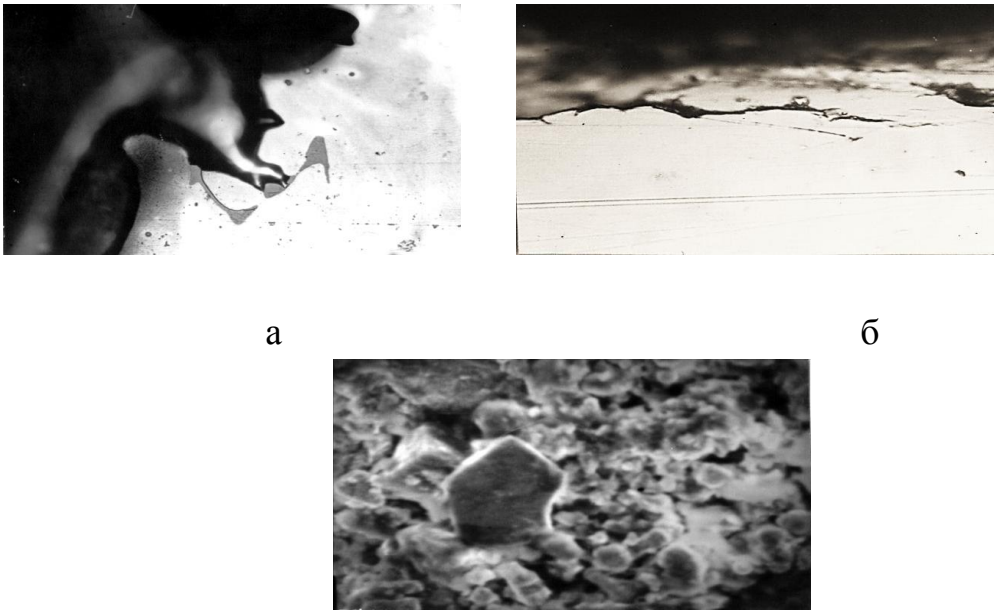
При ускоренном торможении в условиях резкого повышения температуры следует учитывать возможную кратковременную роль проскальзывания вдоль межзеренных границ в аустените и межфазных границ включение-матрица в развитии деформации вблизи поверхности катания колеса [5]. Кроме того, повышается пластичность стальной матрицы, находящейся в аустенитном состоянии, поскольку происходит миграция границ зерен и субграниц под действием деформирующих напряжений и таким образом развивается динамическая рекристаллизация. Известно, что при скольжении дислокаций происходит локальный разогрев металла. Поэтому, даже не при экстренном торможении поездного состава, включения, вызывающие локализацию пластических сдвигов и поворотов, а также тормозящие своей поверхностью развитие этих процессов как барьеры на пути движения дислокаций, способствуют дополнительному локальному разогреву матрицы. Это может вызывать процессы холодного динамического возврата в матрице вблизи включений при деформации. Следует отметить, что неметаллические включения нередко являются центрами локального обезуглероживания стали вблизи поверхности колеса, что вызывает структурную неоднородность и влечет за собой неоднородное развитие пластических сдвигов, а также образование микротрещин и частиц износа.

Необходимо рассмотреть еще один аспект влияния легкоплавких неметаллических включений на образование частиц износа вблизи поверхности катания железнодорожных колес в условиях экстренного торможения и локального разогрева поверхности катания до температур, соответствующих аустенитной области, когда может произойти оплавление и даже плавление легкоплавких железо-марганцевых сульфидов и сульфидных эвтектик [5], т.е. возможно кратковременное

проявление, так называемой, локальной сульфидной красноломкости, природа которой изучалась, в том числе и в колесной стали (см. гл. 2.3, 2.6). Оплавление включений вызывает локализацию деформации в прилегающих участках матрицы, что, в свою очередь, стимулирует рост полостей и образование трещин между ними. Таким образом, в условиях экстренного торможения поездного состава, когда поверхность катания колеса нагревается до высоких температур, в результате расплавления сульфидных включений (рис. 3.7, а) происходит резкая локализация деформации стали и возникает множество трещин, т. е. происходит разрушение стали при достижении относительно невысоких степеней деформации. При этом нарушаются условия течения стальной матрицы вблизи включений и контактного трения вдоль межфазных границ включение-матрица, как было описано выше для твердых включений. Жидкие прослойки легко вытягиваются параллельно поверхности катания колеса (рис. 3.7, б), между ними распространяются трещины, способствующие образованию частиц износа.

В результате наволакивания зерен стальной матрицы на включения, расслоения вдоль межфазных границ включение-матрица, а также оплавления сульфидных включений образуются частицы износа, которые в процессе роста выгибаются. Вблизи неметаллических включений и продуктов коррозии колесной стали частицы износа имеют вид петель, спиралей, аналогичных стружкам при резании (см. рис. 3.6, г). Такую форму они принимают благодаря остаточным напряжениям, связанным с неоднородным распределением дислокаций по толщине частиц износа, образовавшихся вблизи включений [125]. По данным работы [123], такие частицы износа предшествуют повреждению и обнаруживаются, главным образом, на поверхности катания перед локальным разрушением. Что касается локальной сульфидной красноломкости стали, то в участках поверхности катания, где

прошло оплавление сульфидных включений, наблюдается множество частиц износа как спиральной формы, так и компактной неправильной формы (рис. 3.7, в), что вызвано наличием множества микротрещин в этих зонах, а также дроблением частиц износа вследствие сильной локализации деформации.



а б

в

Рис. 3.7. Образование частиц износа в зонах сульфидной красноломкости на поверхности катания железнодорожных колес; х600

Рассматривая влияние продуктов коррозии как готовых неметаллических включений на образование частиц износа следует учитывать еще один аспект влияния внешней среды, связанный с коррозионными процессами, на развитие усталостного разрушения на поверхности катания железнодорожного колеса. Поскольку начальный этап коррозии включает адсорбцию атомов элементов из окружающей среды, что вызывает эффект адсорбционного понижения прочности изделия (эффект Ребиндера) [110], пластические сдвиги вблизи

поверхности катания, термоциклирование в процессе торможения и взаимодействие с окружающей атмосферой создают условия для интенсивного развития диффузионных процессов, которые способствуют более интенсивной адсорбции элементов из окружающей среды по сравнению с другими участками железнодорожного колеса.

Наличие межфазных границ включение-матрица стали с их дефектной структурой и межфазными напряжениями, а также образование в них микротрещин несомненно способствует локализации проявления эффекта адсорбционного понижения прочности поверхности катания железнодорожного колеса вблизи неметаллических включений, который энергетически характеризуется понижением работы образования новых поверхностей твердого тела в процессе деформации и разрушения под влиянием образования на них адсорбционного слоя [110]. По-видимому, для межфазных границ включение-матрица особенно актуальна силовая трактовка эффекта адсорбционного понижения прочности, связанная с возникновением расклинивающих усилий в этих границах, способствующих прониканию адсорбционного слоя в глубь от поверхности трения (поверхности катания) [110], что, в свою очередь способствует отслоению включений от стальной матрицы и формированию частиц износа.

Таким образом, многократное циклическое термомеханическое воздействие на поверхность катания колеса при взаимодействии ее с рельсом приводит к накоплению напряжений и дефектов (микротрещин, расслоений, отслоений), что способствует образованию частиц износа, имеющих разную форму, источник и механизм формирования. При этом несомненно следует выделить влияние неметаллических включений и продуктов коррозии колесной стали, которые способствуют образованию частиц износа вследствие локализации деформации вблизи включений и наволакивания металла матрицы на включения, а также в результате расслоения

межфазных границ включение-матрица и проявления локальной сульфидной красноломкости в условиях экстренного торможения.

Раздел 4. Возможности повышения трещиностойкости сталей с неметаллическими включениями при тепловых и деформационных воздействиях

4.1. Способы влияния на неметаллические включения в сталях

Многочисленные исследования в разных странах показали, что природа, форма, количество, размеры и распределение неметаллических включений в стали существенно влияют на ее механические, технологические и эксплуатационные характеристики. Безусловно, степень чистоты стали от включений является одним из важнейших показателей ее качества. Для большинства качественных сталей установлены строгие ограничения как по общему содержанию, так и присутствию отдельных видов неметаллических включений. Существенное повышение степени чистоты сталей достигнуто благодаря развитию вакуумной металлургии и электрошлакового переплава. Большой прогресс в решении вопросов повышения чистоты сталей по включениям, а также получении включений заданных типов связан с различными мероприятиями: разработкой технологий их удаления при различных условиях выплавки, разливки и кристаллизации сталей; применении способов комплексного и многостадийного раскисления сталей; использовании легирующих добавок, ферросплавов и лигатур повышенной чистоты; применении внепечного вакуумирования сталей, рафинирования их шлаками в ковше и в процессе разливки; получении заготовок методом непрерывной разливки; использовании микродобавок ЩЗМ, РЗМ; и т.д. Тем не менее, эта проблема остается актуальной, что проявляется в постоянно растущем числе публикаций и научно-практических конференций в этой области. Показано, что на практике часто имеет значение не абсолютное содержание

неметаллических включений в стали, а их природа, форма, размеры и распределение. Важно получать в сталях включения с оптимальными свойствами в отношении процессов ликвации, деформируемости, образования микроразрушений, а также возможно меньшим отрицательным влиянием на технологическую пластичность, обрабатываемость, механические, функциональные и эксплуатационные свойства сталей.

Одним из путей решения важной задачи повышения прочностных свойств сталей является уменьшение загрязненности неметаллическими включениями, уменьшение их размеров и обеспечение их равномерного распределения. В процессе разных воздействий в неметаллических включениях происходят различного рода фазовые и структурные превращения, что способствует изменению размеров включений, их фазового и структурного состояния и несомненно влияет на локальные зоны стальной матрицы вблизи неметаллических включений. Характер этих изменений может привести к упрочнению либо пластифицированию неметаллических включений, а также существенно изменить адгезионные связи на межфазных границах включение-матрица и внутренних межфазных границах в гетерофазных включениях. В работах [5 - 7], а также в настоящей монографии обсуждается влияние типов неметаллических включений на образование и развитие микроразрушений в сталях, определены критические размеры и степени деформации для образования этих повреждений, показано влияние условий деформации на их рост и роль в макроразрушении сталей. Очевидно, необходимы новые подходы к процессам изменения параметров неметаллических включений, в том числе анализ влияния на них тепловых и деформационных воздействий, что позволит уменьшить размеры включений, изменить их распределение и пластическое поведение при деформации, повысить трещиностойкость

локальных участков стальной матрицы вблизи включений и границ включение-матрица.

Растворение неметаллических включений при высокотемпературном нагреве. Известно, что в условиях выдержки при высоких температурах в межфазных границах включение-матрица происходит как продольная, так и поперечная диффузия, способствующая обмену атомами между включением и стальной матрицей, а также перестройке структуры границ раздела и протеканию граничных фазовых превращений [5, 6]. Диффузионное взаимодействие обусловлено перепадом химических потенциалов элементов, входящих в состав включения и находящихся в матрице в твердом растворе. Оно заключается в обмене атомами через поверхность раздела включение-матрица, а также в возникновении диффузионных потоков атомов в самом включении и в окружающей матрице. Диффузия в границах включение-матрица проходит на несколько порядков быстрее, чем в контактирующих фазах. Следует учитывать возможность направленного диффузионного движения атомов матрицы в поле внешних сил (внешних напряжений, которые могут иметь и термическую природу), которое становится интенсивным при высоких температурах [5, 93, 98]. Такие направленные диффузионные потоки атомов приводят к постепенному их уходу из участков кристаллической решетки матрицы, находящихся по одну сторону от включений и нарастанию новых атомных слоев кристаллической решетки матрицы по другую сторону от включений. В зависимости от способа движения потока атомов возможны следующие механизмы диффузионного движения включений: путем объемной диффузии в матрице; в результате диффузии вдоль межфазной границы включение-матрица; вследствие движения потока атомов через включение [28]. В многокомпонентной матрице реальной стали диффузионная подвижность атомов разных элементов различна, поэтому включения перемещаются в поле градиента концентраций вакансий и атомов примесей.

Диффузионное перемещение включений возможно также вследствие градиента температур, возникающего в результате различия коэффициентов теплопроводности включения и матрицы, а также градиентов концентрации вакансий и напряжений [5]. Перемещение потоков вакансий, примесных атомов и атомов матрицы вблизи включения изменяет его форму вследствие того, что различные участки поверхности включения будут растворяться с неодинаковой скоростью. Искривление поверхности включения (межфазной границы) и возникновение внутренних напряжений происходит до тех пор, пока не выравняется скорость диффузионных потоков вблизи включений.

Для изучения растворения включений и трансформации границ включение-матрица при высокотемпературном нагреве образцы литых и горячекатаных сталей 60Г, НБ-57, 08кп, 08Ю, 08Т, 08Х, 04Х14Т3Р1Ф и 08Х18Н10Т подвергали отжигу в кварцевых ампулах при температурах 1000///1450°С в течение от 5 мин до 50 ч, после чего охлаждали в воде или с печью. Тип включений устанавливали металлографическим методом, а также проведением микрорентгеноспектрального анализа и петрографического исследования локально извлеченных включений. Средний размер включений и общую загрязненность определяли на телевизионном микроскопе "Квантимет". Размеры дисперсных включений измеряли по микрофотографиям реплик, содержащих экстрагированные частицы. Поскольку стали содержат включения разных типов, проводили подсчет количества включений каждого типа металлографическим методом, разделяя их по составу. Особо важное значение при этом имел локальный петрографический анализ извлеченных частиц, позвляющий определить оптические свойства весьма дисперсных выделений, а также методы снятия электроно- и рентгенограмм с выделенных частиц. Химический состав граничных фаз после различных обработок определяли качественным и количественным

микрорентгеноспектральным анализом на приборе «Nanolab-7», а также методом локальной ОЖЭ-электронной спектроскопии на ОЖЭ-микрозонде JAMP-10 . Локальный химический анализ проводили в колонне ОЖЭ-электронного спектрометра в условиях высокого вакуума (10^{-8} Па) при ускоряющем напряжении 10 кВ. Малый диаметр электронного зонда 0,1 мкм позволял записывать спектры ОЖЭ-электронов в областях шириной 80 нм. Об изменении концентрации элементов судили по изменению отношения интенсивности соответствующих пиков ОЖЭ-электронов к интенсивности пика основного элемента – железа. Соотношение интенсивностей ОЖЭ-пиков разных элементов коррелирует с приведенными данными в процентах. Атомную долю элемента j в граничной фазе определяли по формуле

$$[j] = (J_j / \sigma_j) / \Sigma(J_{i/j} \sigma_i), \qquad (4.1)$$

где J_j - интенсивность ОЖЭ-линии j-го элемента; σ_j - ее атомная чувствительность. В качестве аналитических линий использовали следующие линии: Fe (E = 598 эВ, σ=0,123), C (272 эВ, 0,18), N (380 эВ, 0,32), O (503 эВ, 0,50).

При высокотемпературном нагреве происходит диссоциация и растворение неметаллических включений в стальной матрице (рис. 4.1, а – г). Об интенсивном диффузионном обмене между включениями и матрицей свидетельствуют зоны взаимного насыщения поверхностей включения и матрицы по обе стороны от границы включение-матрица (рис. 4.1, д, е, рис. 4.2, а). Как правило, в стальной матрице наблюдали одну зону насыщения с плавным уменьшением содержания элементов, перешедших из включения. Во включениях наблюдали аналогичную картину. В некоторых случаях наблюдали две зоны насыщения в матрице с каскадным распределением элементов (рис. 4.2, б).

Очевидно в условиях высокотемпературного отжига происходит постепенное диффузионное насыщение матрицы элементами включения. Скачок между двумя зонами насыщения может появляться, по-видимому, в результате стремления насыщенного или пересыщенного твердого раствора к самоорганизации при накоплении определенного количества диффундирующих от включения элементов, что может выражаться в изменении параметра решетки, либо при достижении предела насыщения твердого раствора на определенном расстоянии от границы включение-матрица. Как будет показано далее, именно в первой зоне из пересыщенного твердого раствора появляются дисперсные «сателлитные» частицы, что также связано со стремлением к самоорганизации системы (твердого раствора), накопившей элементы включения (рис. 4.2, в). О диффузионном насыщении матрицы элементами включения свидетельствует увеличение ее микротвердости либо нанотвердости, причем ее уровень определяется температурой отжига и временем выдержки (табл. 4.1). Очевидно, повышение температуры интенсифицирует диффузионные процессы и степень насыщения матрицы элементами включения. При всех температурах в первые часы выдержки заметного увеличения микротвердости матрицы не происходит, что связано с наличием инкубационного периода диффузионного обмена атомами матрицы и включения, а также незначительным насыщением матрицы элементами включения. Следует отметить, что растворение включений начинается при выдержке 0,5…1 ч, однако для заметного насыщения матрицы элементами включения, необходимо более длительное время. Что касается ширины зоны насыщения матрицы элементами включения, то с повышением температуры она возрастает (табл. 4.2).

Говоря о диффузионных процессах в системе включение-межфазная граница-матрица в условиях статического контакта фаз, следует учитывать электронное взаимодействие между включением (донор электронов) и матрицей (акцептор) [117].

Поскольку на межфазной границе сосредоточены атомы включения и матрицы с наиболее нарушенными электронными конфигурациями и пониженным весом атомных стабильных конфигураций [118], их перемещение в результате как продольной, так и поперечной диффузии существенно облегчается в условиях высоких температур.

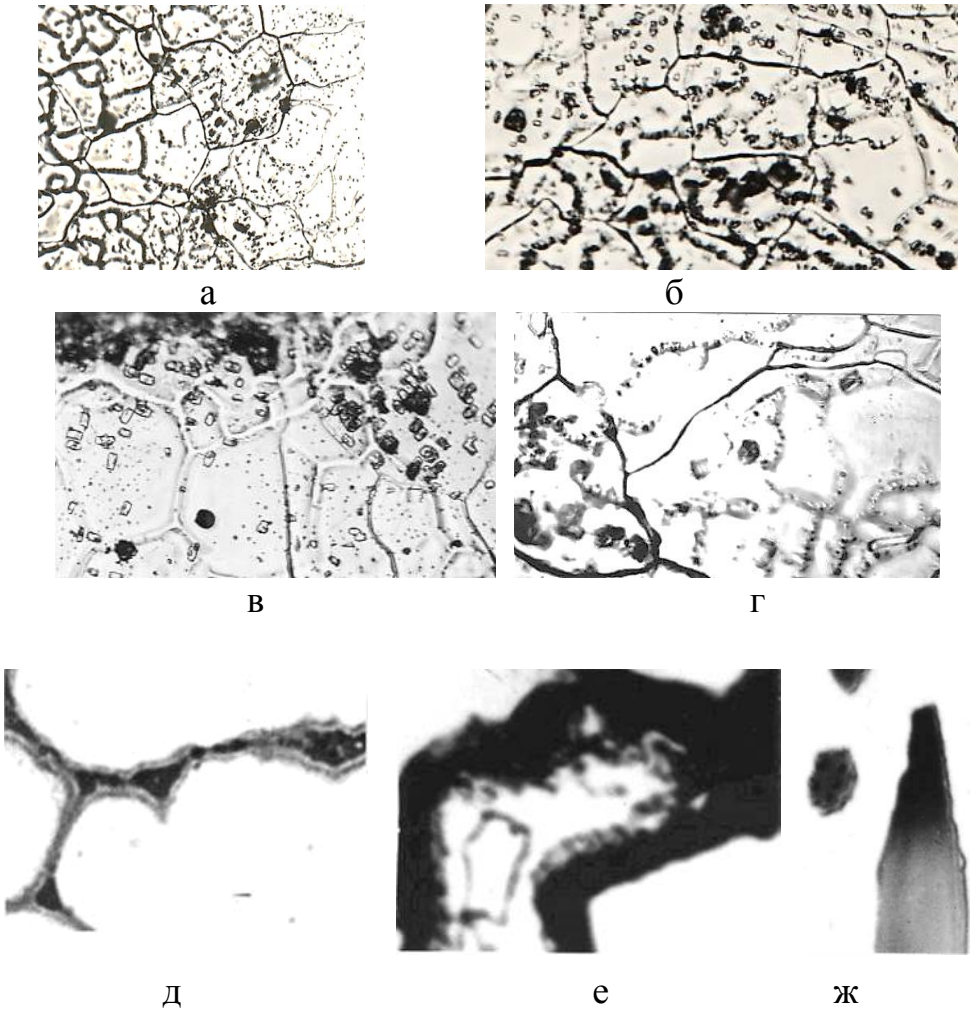


Рис. 4.1. Растворение и взаимодействие включений с матрицей при высокотемпературном нагреве: д, л, м – $MnO{\cdot}SiO_2$, 60Г; е - $MnO{\cdot}Al_2O_3$, 08Ю; ж - $MnO{\cdot}SiO_2$, 08Ю; з - $FeO{\cdot}SiO_2$, 08Ю; и - $MnO{\cdot}Al_2O_3$, 60Г; к, о, п - $MnO{\cdot}Al_2O_3$, 08Ю; р – $(Cr,Fe)_2B$, 04Х14Т3Р1Ф: а – г – х900 (вакуумная металлография), д, ж, л, о – х900, е, з - к, н, п, – х500х6, м – х600

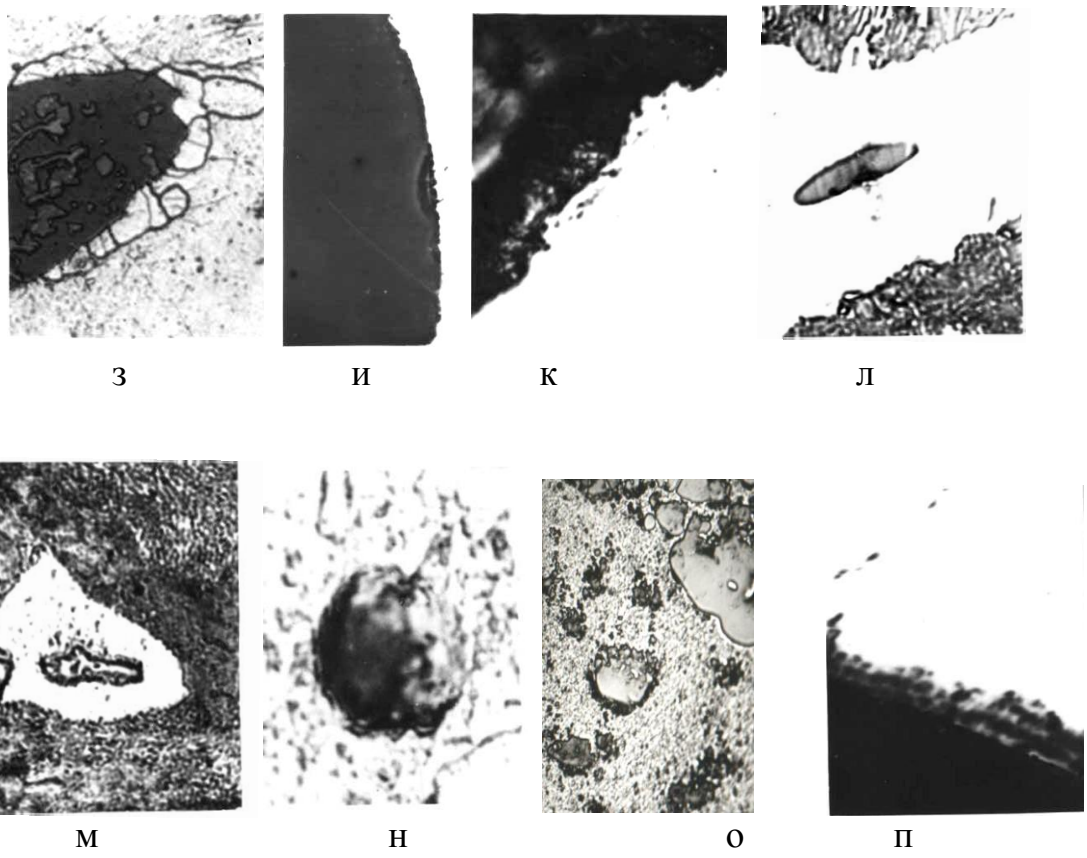


Рис. 4.1. Продолжение.

Диффузионный обмен атомами включения и матрицы облегчается также благодаря участию в этом процессе как межфазных вакансий и дислокаций (находящихся в границах включение-матрица), так и аналогичных дефектов в решетках включения и матрицы. По-видимому, здесь велика роль «трубочной» диффузии вдоль межфазных дислокаций. Сами дислокации и вакансии, а также движущиеся атомы включения и матрицы, вызывают в межфазных границах электростатические искажения, поскольку поля их напряжений создают локальные нарушения электронной плотности, что способствует неоднородности распределения зарядов в границе включение-матрица. Перераспределение заряженных дефектов приводит к возникновению в границах включение-матрица электрических полей.

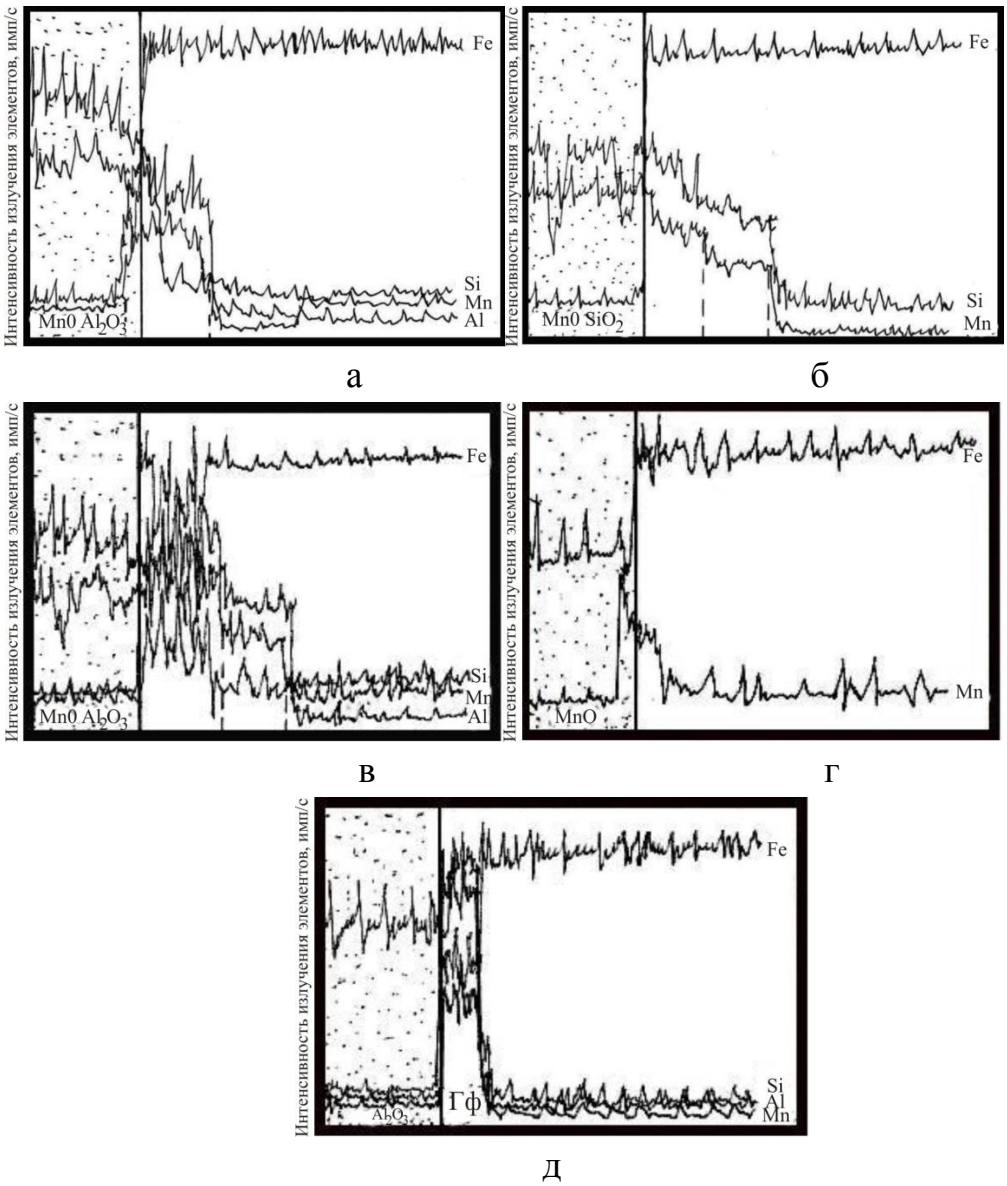


Рис. 4.2. Распределение элементов во включении и матрице колесной стали после высокотемпературного отжига

Таблица 4.1.

Влияние режима отжига на нанотвердость матрицы H_μ (МПа) вблизи включений в колесной стали

Включение	Температура, ^{0}C	Время выдержки, ч					
		1	2	3	4	5	6

$MnO \cdot Al_2O_3$	1300	650	650	682	701	775	784
	1400	650	660	723	735	766	825
(Fe,Mn)S	1100	560	566	595	611	676	724
	1200	560	572	632	672	696	751

Таблица 4.2.

Влияние режима отжига на ширину зоны насыщения матрицы колесной стали (мкм) элементами включения

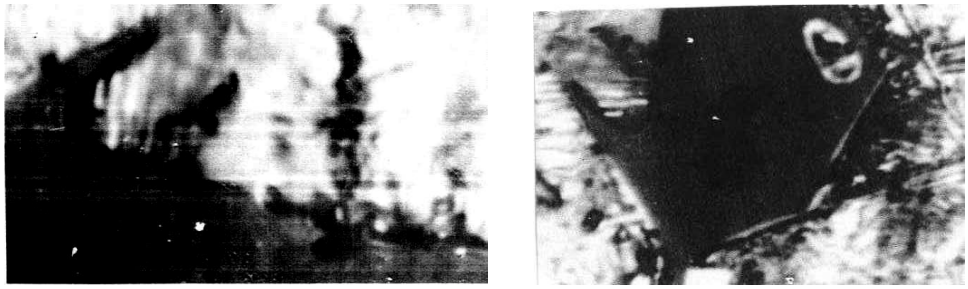
Включение	Температура, ^0C	Время выдержки, ч					
		1	2	3	4	5	6
$MnO \cdot Al_2O_3$	1300	0	0	18	29	36	51
	1400	0	0	25	43	45	65
(Fe,Mn)S	1100	0	0	10	23	31	43
	1200	0	0	15	27	35	49

При нагреве и в процессе выдержки ядра межфазных дислокаций, имеющихся в границах включение-матрица, расширяются и перекрываются, приводя границы в сильно возбужденное состояние [5, 6]. Кроме того, высокотемпературный нагрев приводит к термическому расширению границ включение-матрица и появлению в них напряжений. Активация процессов перестройки межфазных дефектов обусловлена геометрическими факторами (геометрия дислокаций разного знака), неоднородностью электронной плотности и распределения напряжений, сгущением теплопроводности в границах включение-матрица [5]. Перестройка в системе межфазных дислокаций сводится к их перемещению путем скольжения и переползания, а также аннигиляции, что приводит к групповым переходам межфазных дислокаций в новые положения и формированию в границах слоев (рис. 4.1, ж), призванных уменьшить энергию этих границ. Перестройки в системе межфазных дислокаций, по-видимому,

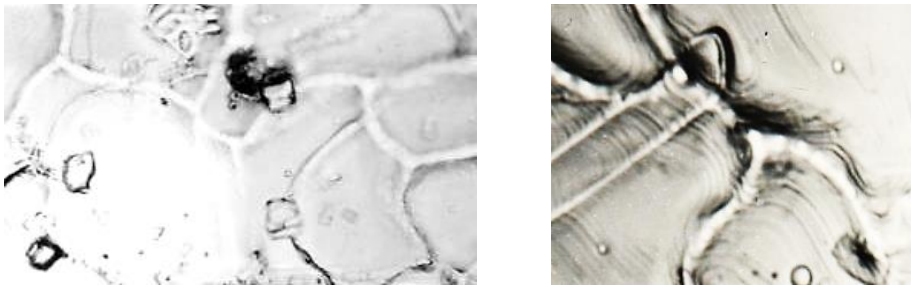
близки к процессам, происходящим при полигонизации, когда дислокации перестраиваются в энергетически и геометрически более выгодные положения с образованием новых дислокационных границ. Такие перестройки в системе межфазных дефектов должны приводить к испусканию границами ансамблей дислокаций, либо расщеплению границ включение-матрица (рис. 4.1, з) [5, 6].

Таким образом, диффузионное взаимодействие включения и матрицы сопровождается перераспределением дислокаций в границах включение-матрица, что может привести к расщеплению границ [5, 6]. В таких условиях облегчаются процессы диссоциации поверхностных слоев включения и диффузии элементов включения в окружающую матрицу (рис. 4.1, и - п), особенно, если они сопровождаются диссоциацией (расщеплением) границы включение-матрица (рис. 4.1, р), либо испусканием дислокаций (рис. 4.3, а). Очевидно, что в процессе диссоциации (растворения) поверхностного слоя включения происходит сброс энергии границы включение-матрица в результате движения дислокаций от участков растворения включения в местах локальных вспышек релаксационных процессов (рис. 4.3, б – г). В результате, в матрице образуется зона пластических сдвигов, прилегающая к включению (рис. 4.3, д, е - и). Поскольку процесс растворения (диссоциации) включения начинается с его поверхности, т.е. с трансформации межфазной границы (рис. 4.3, д, ж), следует учесть ее структурное состояние при высокотемпературной выдержке. При нагреве на границе включение-матрица концентрируются термические напряжения, обусловленные различием коэффициентов термического расширения включения и матрицы, а также напряжения, вызванные расширением и перекрытием ядер межфазных дислокаций и обусловленные диффузией атомов матрицы.

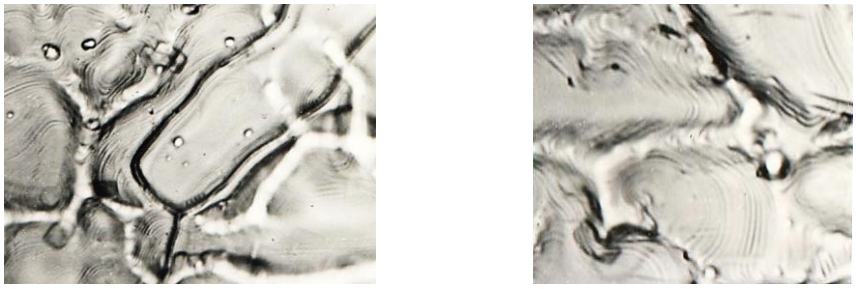
а б в



г д



е ж



з и

Рис. 4.3. Зоны пластической релаксации в стали 08Ю в местах растворения включений; а – д - х900х6, е – и – х900 (е – и - вакуумная металлография)

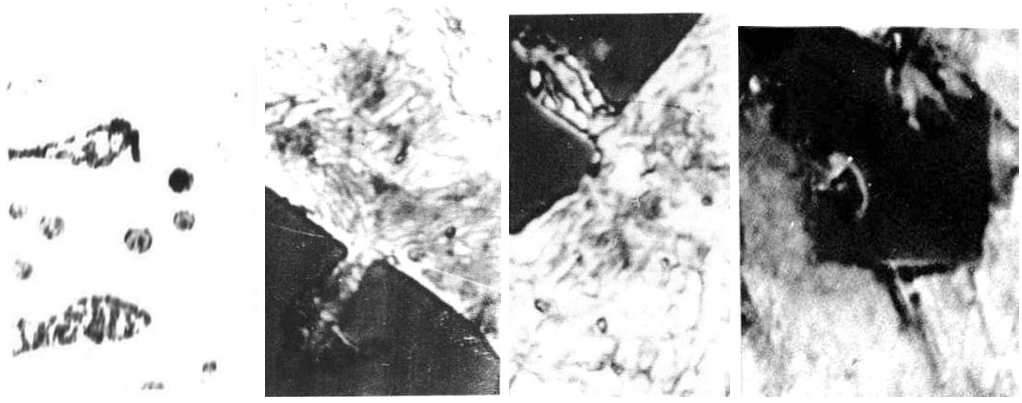
Все эти напряжения вызывают появление напряженного слоя на поверхности включения, для которого характерно сильно возбужденное состояние, очевидно с разупорядоченной кристаллической решеткой. Поэтому, переход атомов от поверхности даже весьма тугоплавкого включения в матрицу связан с минимальными затратами энергии на разрыв межатомных связей.

Если при этом на поверхности образуются участки с сильно разупорядоченной кристаллической структурой, это может привести к групповой диффузии атомов от включения в матрицу. Такой механизм контактного растворения включений при высокотемпературном нагреве энергетически оправдан, поскольку в поверхностном слое включения и в границе включение-матрица, находящихся в напряженном состоянии с повышенной энергией, происходят релаксационные процессы (фазовые, структурные), связанные с перераспределением энергии, уменьшением напряжений и поверхностного натяжения на границе включение-матрица. Процесс растворения исходных включений сопровождается диффузионной миграцией границы включение-матрица к центру своей кривизны вследствие перехода атомов через границу от включения и обратно.

Растворение включений, начинаясь с их поверхности, может развиваться как постепенно при продвижении границы включение-матрица в сторону включения (рис. 4.1, и, к), так и преимущественно по границам зерен включения (рис. 4.4, а). При этом в образующихся канавках наблюдается сброс энергии в виде участков микропластических сдвигов (рис. 4.4, б, в). Включение становится как бы «изъеденным» в нескольких местах (рис. 4.4, а), в конце концов с увеличением времени выдержки оно будет разделено на насколько мелких частиц, что является благоприятным процессом с точки зрения диспергирования неметаллических включений в стали. Такое избирательное «туннельное» растворение наблюдается и в случаях двух- и многофазных включений (рис. 4.4, г), что

обусловлено разной скоростью протекания описанных процессов в фазах включения, а также с преимущественным развитием обсуждаемого процесса вдоль межфазных границ во включениях.

Диспергирование включений при высокотемпературной выдержке связано с несколькими процессами: диссоциация и частичное растворение включений; диффузионное дробление включений при избирательном растворении; образование дисперсных «сателлитных» частиц в зонах насыщения матрицы элементами включения [5]. Диффузионное дробление приводит к тому, что вместо первичных достаточно грубых включений (рис. 4.5, а) образуются поля дисперсных частиц – своеобразные композитные участки в стали (рис. 4.5, б). Это происходит постепенно в процессе выдержки при высокой температуре, когда вытянутые включения разделяются на части и в результате реализуется сфероидизация включений по известному механизму (рис. 4.5, в - д).



а б в г

Рис. 4.4. «Туннельное» растворение включений $MnO{\cdot}Al_2O_3$ и $MnO{\cdot}SiO_2$ при отжиге стали 08Ю; а – х900; б - г – х900х6

Диффузионное дробление включения при отжиге сопровождается перераспределением дефектов кристаллического строения во включении и матрице, а также сложными процессами перестройки в границе включение-

матрица, обусловленными диффузионным движением границы в сторону включения, а также перераспределением межфазных дефектов.

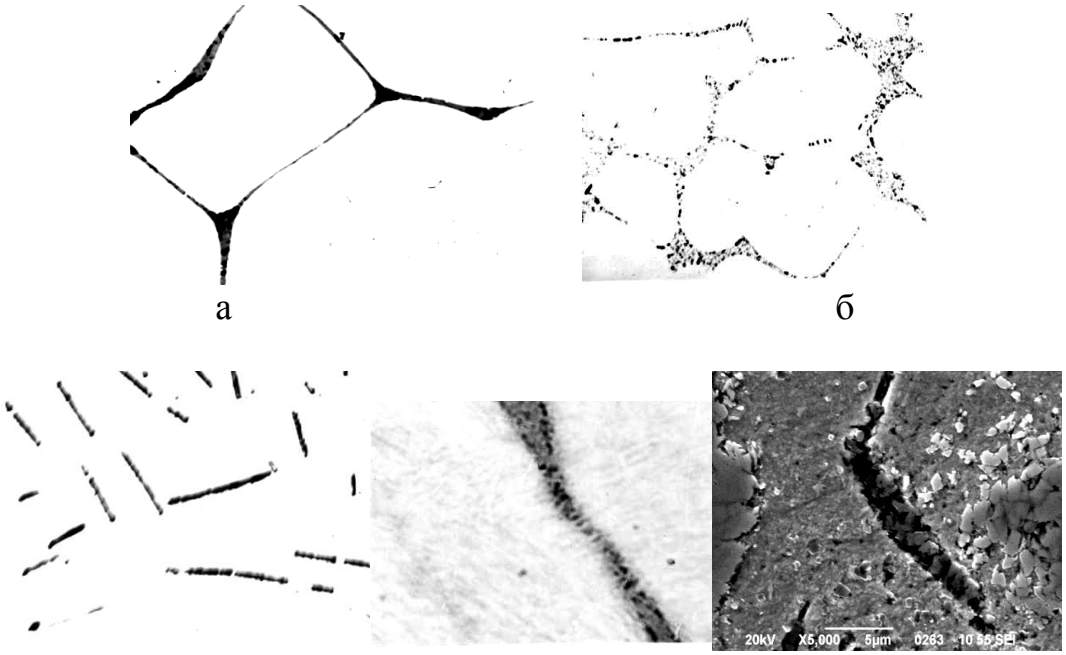


Рис. 4.5. Диффузионное дробление силикатных (а - в), сульфидных (г) и боридных (д) включений при отжиге; а - в – х900, г – х900х6

При диффузионном движении границ включение-матрица большую роль играют вакансии, которые обусловливают реализацию вакансионного механизма релаксации напряжений на этих границах. Вакансии и межузельные атомы существуют на межфазной границе как четко различимые дефекты, хотя они не обязательно локализованы и могут быть расщеплены между несколькими атомными позициями [126]. Энергия связи вакансии с границами всегда отрицательна, поэтому границы включение-матрица, как и зеренные границы, являются стоками вакансий. Мигрирующие вакансии ускоряют процессы продольной и поперечной диффузии элементов включения и

матрицы в процессе диффузионного обмена между ними и способствуют миграции границы включение-матрица

Следует учитывать, что при диссоциации (растворении) включений с поверхности, избирательном растворении по границам зерен, а также при диффузионном дроблении включений, вследствие различия коэффициентов диффузии элементов, входящих в состав включения и матрицы, диффузионные потоки через межфазные границы, как правило, нескомпенсированы. Это неизбежно приводит к образованию пор на ранних стадиях отжига (рис. 4.6, а - в), которые с увеличением времени выдержки могут исчезать в результате диффузионного «залечивания» (рис. 4.3 - 4.5). Кроме того, поскольку компактность большинства включений значительно меньше компактности матрицы, растворение включений (частичное иди полное) неизбежно приводит к появлению комплексов вакансий и микропор.

а б в

Рис. 4.6. Пористость при растворении включений в сталях 08Ю и 60Г; х900х6

Механизм процесса «залечивания» пор связан с наличием и движением в условиях высоких температур повышенного количества решеточных вакансий во включении и матрице, а также межфазных вакансий на границе включение-матрица. Точечные дефекты активизируют поведение решеточных и межфазных дислокаций, что все вместе

способствует ускорению диффузионного перемещения атомов через границы включение-матрица и в прилегающих зонах включения и матрицы, в том числе и атомов железа и углерода, которые в первую очередь необходимы для залечивания пор. С энергетической точки зрения, это приводит к снижению энергии системы включение-матрица, поскольку исчезают границы пора-матрица и пора—включение.

Поскольку в результате частичного растворения крупных и полного растворения мелких включений элементы, входящие в их состав, диффундируют в окружающую стальную матрицу и при закалке фиксируются в твердом растворе, это приводит к локальному упрочнению стальной матрицы [5, 6]. В этих же работах обнаружено выделение дисперсных «сателлитных» частиц вблизи исходного включения в зоне насыщения матрицы элементами включения. Было установлено, что при медленном охлаждении стали после отжига показатель загрязненности стали включениями выше, чем при закалке. Образование дисперсных частиц облегчается на дислокациях (рис. 4.7, а, б), которые возникают вблизи включений благодаря термическим напряжениям. Такие «сателлитные» частицы были обнаружены при отжиге сталей как непосредственно вблизи включений, так и на некотором расстоянии от межфазных границ (рис. 4.7, в - д, рис. 4.2, в). Для роста дисперсных включений из пересыщенного твердого раствора необходимо некоторое пространство в матрице, которое появляется благодаря повышенному при высоких температурах количеству вакансий. Их движение в сторону включения [127] вызывает эвакуацию атомов железа.

Очевидно, для зарождения и роста «сателлитных» частиц необходимы участки в матрице, способные обеспечить условия протекания этого процесса. Как было отмечено выше диффузионные потоки через межфазные границы, как правило, нескомпенсированы и это может привести к образованию повышенного количества вакансий и микропор на ранних стадиях отжига. Представляется очевидным, что скопления

вакансий и микропоры могут «залечиваться» и в результате образования и роста «сателлитных» частиц, поскольку именно эти участки матрицы притягивают атомы, перешедшие из исходного неметаллического включения, вакансии, комплексы атом-вакансия и являются потенциальными центрами зарождения новых включений [5, 6].

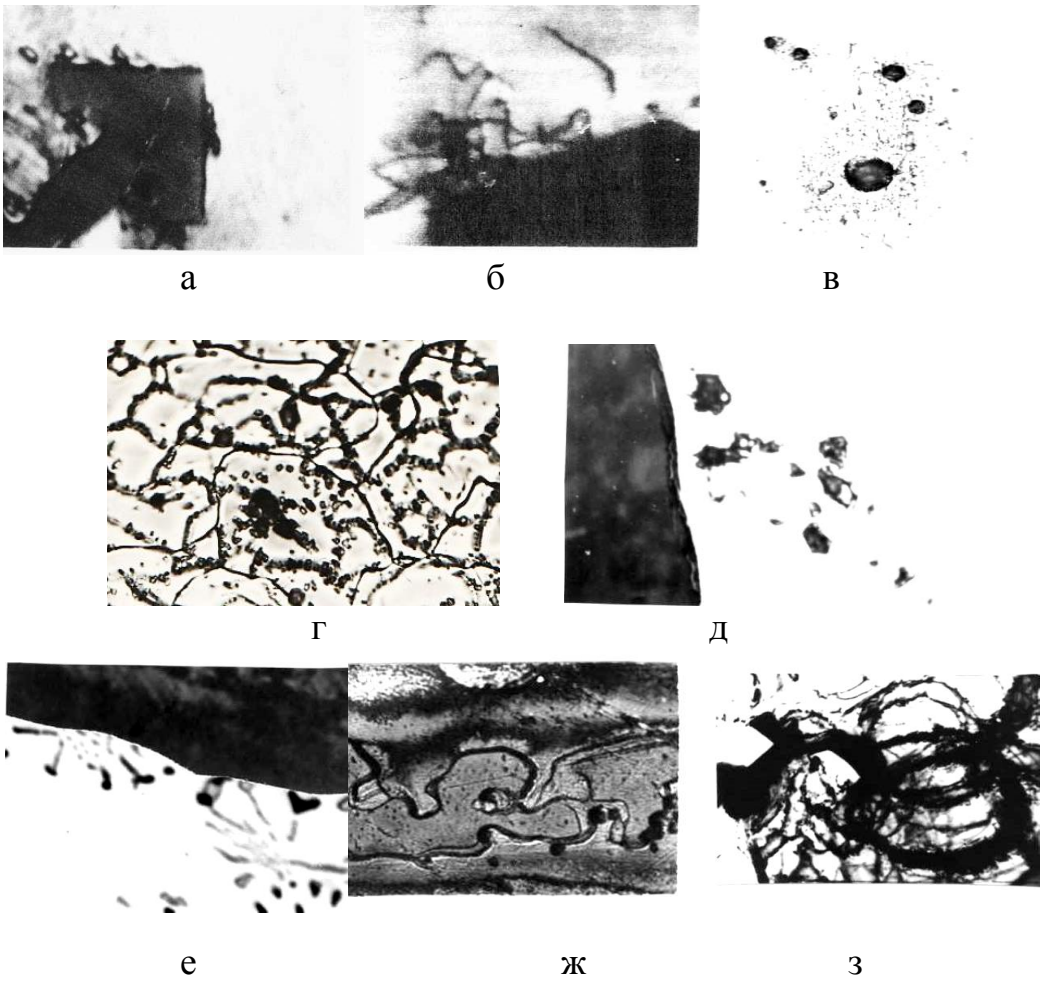


Рис. 4.7. Дисперсные "сателлиты" вокруг включений Al_2O_3, $MnO{\cdot}Al_2O_3$ и $MnO{\cdot}SiO_2$ в сталях 08Ю (а, г, д, ж, и) и 60Г (б, в, е): а, в, д - х 900х6; г – х900 (вакуумная металлография); д, ж - х 700, б, з – х20000

Следует отметить, что образование «сателлитных» частиц способствует обеднению окружающей стальной матрицы

компонентами, которые вошли в состав этих частиц, что является дополнительным стимулом для дальнейшего растворения исходных включений и насыщения матрицы в процессе отжига.

Как было показано в работе [5], процесс образования ростовых включений сопровождается формированием новых межфазных границ, для которых очень высоки вероятности когерентного сопряжения в матрицей, а также строения, близкого к специальным границам с элементами РСУ (решетки совпадающих узлов), ПРН (полной решетки наложений) и островной модели. Рост “сателлитов” происходит в результате диффузионной миграции этой границы в направлении, противоположном центру кривизны в результате перехода атомов через границу. Присоединение к включению новых атомов способствует непрерывным перестройкам структуры границы раздела. В матрице вокруг растущих "сателлитов" возникают локальные напряжения:

$$\tau_i \sim 2G_м \cdot \xi \cdot C_i , \qquad (4.2)$$

где $G_м$ - модуль сдвига матрицы; ξ - геометрический коэффициент; C_i - концентрация растворенных элементов.

Исследованы процессы растворения (диссоциации) различных типов неметаллических включений (табл. 4.3). При медленном охлаждении стали после отжига показатель загрязненности стали включениями выше, чем при закалке. Это объясняется тем, что переход элементов включения в твердый раствор приводит к пересыщению матрицы, взаимодействию химических элементов и выделению вокруг исходного "материнского" включения большого количества дисперсных оксидов, так называемых, "сателлитов", которые не успевают выделиться при закалке. Вследствие выделения этих частиц средний размер включений в медленно охлажденной стали меньше, чем в закаленной (см. табл. 4.3). Формирование в стали новых включений оксидов является внутренним окислением, при котором источником кислорода и других элементов

являются не дефекты структуры, а сами включения. Этот процесс способствует измельчению включений и изменению их распределения. Чем выше температура отжига и больше время выдержки, тем больше радиус зоны выделения “сателлитов” и средний их размер вследствие коалесценции (рис. 4.8).

Таблица 4.3.

Влияние температуры отжига на объемную долю включений f, средний размер включений $Д_В$ при медленном охлаждении (1) и закалке (2), средний размер "сателлитных" включений d_c и средний радиус зоны выделения "сателлитов" R_c

Включения, марка стали	t,^{0}C	f_1/f_2, об%	$Д_{В1}/Д_{В2}$, мкм	d_c, мкм	R_c, мкм	Время отжига, τ, ч
	Исх.	0,3	16,3	-	-	
FeO	1200	0,26/0,20	10,3/12,1	0,32	12	25
08кп	1300	0,20/0,11	6,5/8,2	0,74	34	
	1400	0,12/0,005	3/4	1,12	45	
	Исх.	0,28	18,6	-	-	
FeO-MnO	1200	0,20/0,16	11,1/13,2	0,36	12	25
08кп	1300	0,16/0,10	4,1/6,3	0,95	20	
	1400	0,16/0,05	2,3/3,9	1,41	31	
	Исх.	0,41	21,3	-	-	
	1300	0,41/0,41	21,3/21,2	-	-	
Al_2O_3	1350	0,35/0,30	17,6/19,3	-	-	50
08Ю	1400	0,28/0,20	14,6/16,3	0,47	8	
	1450	0,22/0,15	9,1/12,3	0,98	19	
	Исх.	0,32	20,2	-	-	
$MnO·Al_2O_3$	1300	0,32/0,30	17,2/19,1	-	-	
08Ю	1350	0,25/0,20	15,3/17,7	-	-	50
	1400	0,20/0,15	10,2/12,2	0,51	10	
	1450	0,18/0,10	6,7/8,1	0,85	21	
	Исх.	0,29	23,5	-	-	

$MgO \cdot Al_2O_3$	1300	0,29/0,29	23,2/23,5	-	-	
Э3	1350	0,25/0,21	20,1/20,9	-	-	50
	1400	0,18/0,15	13,6/15,2	0,46	13	
	1450	0,15/0,10	8,1/9,6	1,52	24	
	Исх.	0,21	25,1	-	-	
$FeO \cdot Cr_2O_3$	1300	0,21/0,21	25,1/25,0	-	-	
08Х	1350	0,17/0,15	20,3/21,6	0,32	12	40
	1400	0,13/0,10	12,6/15,6	0,56	21	
	1450	0,10/0,10	7,3/8,6	1,31	36	
	Исх.	0,22	30,3	-	-	
TiO_2	1300	0,22/0,22	19,2/21,6	-	-	60
08Т	1350	0,18/0,15	11,2/17,4	0,36	24	
	1400	0,15/0,10	7,2/9,1	0,81	51	
	Исх.	0,31	23,8	-	-	
$FeO \cdot TiO_2$	1300	0,31/0,31	20,5/22,3	-	-	60
08Т	1350	0,25/0,20	13,1/17,3	0,25	19	
	1400	0,15/0,10	5,3/6,8	0,73	39	
	Исх.	0,39	18,2	-	-	
Fe_2O_3	1300	0,35/0,30	18,1/18,1	-	-	
08кп	1350	0,35/0,31	12,6/15,5	-	-	20
	1400	0,25/0,18	9,3/11,3	0,51	23	
	1450	0,15/0,10	4,2/5,6	1,23	41	
	Исх.	0,41	15,7	-	-	
FeS	1000	0,35/0,30	13,1/13,9	-	-	
08кп,	1050	0,31/0,20	8,6/10,3	0,32	24	20
ШХ15	1200	0,21/0,12	3,7/5,3	0,79	39	
	1300	0,08/0,02	1,9/2,7	1,35	56	
	Исх.	0,38	16,2	-	-	
FeS-MnS	1000	0,38/0,38	16,2/0,38	-	-	
08кп,	1100	0,34/0,30	12,6/14,1	0,39	15	20
08Ю	1200	0,19/0,12	4,2/6,2	0,93	31	
	1300	0,08/0,02	2,1/2,2	1,57	62	
	Исх.	0,26	36,7	-	-	
$MnO \cdot SiO_2$	1000	0,26/0,26	36,5/36,7	-	-	25

08Ю,	1100	0,22/0,20	20,1/22,6	-	-	
25ХГСА	1200	0,18/0,11	6,7/8,5	0,41	18	
	1300	0,06/0,01	2,1/4,2	0,85	39	
	Исх.	0,28	35,3	-	-	
$FeO \cdot SiO_2$	1000	0,28/0,27	35,2/35,3	-	-	25
25ХГСА,	1100	0,24/0,15	23,9/29,5	-	-	
Э3	1200	0,15/0,10	11,3/13,6	0,53	26	
	1300	0,05/0,02	4,2/5,6	0,97	44	
	Исх.	0,16	40,1	-	-	
$2FeO \cdot SiO_2$	1000	0,16/0,16	40,0/40,1	-	-	
25ХГСА	1100	0,11/0,07	25,6/29,7	-	-	25
	1200	0,09/0,02	12,6/14,9	0,49	25	
	1300	0,02/0,01	3,9/5,3	1,23	51	

Примечание: исх. - исходное состояние

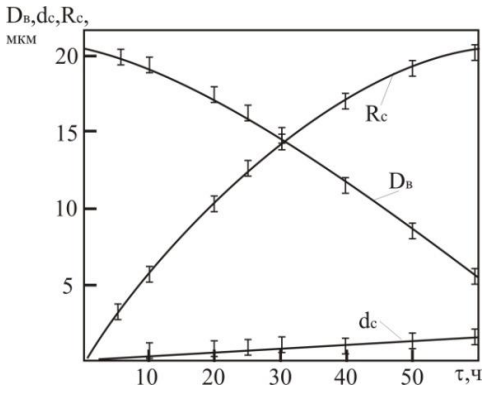


Рис. 4.8. Влияние продолжительности отжига при температуре 1450°С на средние размеры включений корунда $Д_В$ "сателлитных" частиц d_c и радиус зоны выделения “сателлитов” R_c

При изучении параметров «сателлитных» включений при разных температурах отжига колесной стали были получены результаты, подтверждающие результаты исследований этого явления в работах [5, 6] (табл. 4.4).

Таблица 4.4.

Влияние температуры отжига колесной стали на объемную долю включений f , средний размер включений D_B при медленном охлаждении (1) и закалке (2), средний размер "сателлитных" включений d_c и средний радиус зоны выделения "сателлитов" R_c

Включение	t,^{0}C	f_1/f_2, об%	D_1/D_2, мкм	d_c, мкм	R_c, мкм	Время отжига, ч
	Исх.	0,25	18,0	-	-	
FeO-MnO	1200	0,18/0,15	10,0/12,2	0,33	11	25
	1300	0,17/0,08	3,8/6,0	0,95	23	
	1400	0,14/0,05	2,6/3,7	1,35	35	
	Исх.	0,40	21,6	-	-	
	1300	0,40/0,40	21,2/21,0	-	-	
Al_2O_3	1350	0,31/0,26	16,3/19,0	-	-	50
	1400	0,24/0,20	13,9/16,0	0,42	7	
	1450	0,20/0,11	8,1/11,1	0,86	17	
	Исх.	0,29	20,0	-	-	
$MnO\cdot Al_2O_3$	1300	0,29/0,25	16,2/19,0	-	-	
	1350	0,22/0,20	14,8/17,2	-	-	50
	1400	0,18/0,13	10,0/11,6	0,53	11	
	1450	0,15/0,10	6,4/7,6	0,80	25	
	Исх.	0,34	15,2	-	-	
FeS-MnS	1000	0,34/0,34	15,2/12.5	-	-	
	1100	0,30/0,24	11,6/13,4	0,36	14	20
	1200	0,18/0,12	4,0/6,1	0,83	35	
	1300	0,07/0,03	2,3/2,5	1,51	64	
	Исх.	0,24	35,1	-	-	
$MnO\cdot SiO_2$	1000	0,24/0,24	35,0/35,1	-	-	25
	1100	0,20/0,17	20,5/21,8	-	-	
	1200	0,16/0,10	6,8/8,1	0,39	19	
	1300	0,07/0,02	2,3/4,2	0,78	35	
	Исх.	0,24	34,8	-	-	
$FeO\cdot SiO_2$	1000	0,24/0,23	34,7/34,7	-	-	25

	1100 1200 1300	0,20/0,11 0,13/0,09 0,05/0,03	23,1/28,3 11,0/13,1 4,4/5,9	- 0,46 0,92	- 24 41	

Примечание: исх. - исходное состояние

Выделяющиеся "сателлитные" частицы могут иметь тот же состав, что и исходное “материнское” включение, однако часто их состав несколько отличается, поскольку при образовании частиц кислород реагирует с различными элементами, входящими в состав матрицы [5]. Вокруг включения корунда обнаружены дисперсные частицы Al_2O_3 и шпинели, содержащие марганец, магний, железо. Вблизи шпинелей $MnO \cdot Al_2O_3$, $MgO \cdot Al_2O_3$ выдедились частицы Al_2O_3, MnO, MgO и шпинели со следами магния, хрома, железа. Включения шпинели $FeO \cdot Cr_2O_3$ окружены дисперсными частицами Cr_2O_3, оксидов железа и шпинелей, содержащих, наряду с железом и хромом, алюминий и марганец. Вокруг рутила обнаружены "сателлиты", отвечающие не только формуле TiO_2, но и других оксидов титана, а также ильменита. Высокотемпературная выдержка приводит к изменению во включениях FeO-MnO соотношения FeO/MnO от 40 до 70% и выделению дисперсных частиц с различным соотношением FeO/MnO. Если включения в литой стали находятся в метастабильном состоянии, во время отжига происходит превращение нестабильных включений в стабильные, а “сателлитные” включения, как правило, находятся в стабильном состоянии. Например, вокруг исходного включения CrO выделились “сателлиты”, отвечающие составам Cr_2O_3, $FeO \cdot Cr_2O_3$, $MnO \cdot Cr_2O_3$, вблизи включений Ti_2O_3 обнаружены дисперсные частицы TiO_2, $FeO\text{-}TiO_2$, исходное включение FeO окружали дисперсные оксиды FeO-MnO, $FeO \cdot Fe_2O_3$. Включения сульфидов и силикатов при высокотемпературной выдержке частично или полностью растворялись, однако температура начала их растворения ниже, чем у оксидов. Вначале

диссоциировали мелкие частицы, затем при повышении температуры отжига или увеличении времени выдержки все более крупные, что приводило к уменьшению загрязненности стали включениями (см. табл. 5.27). В результате растворения включений матрица насыщается кремнием и серой, которые диффундируют в глубь матрицы и при закалке фиксируются в твердом растворе. При медленном охлаждении вследствие пересыщения матрицы элементами включений сульфидов и силикатов выделяются дисперсные “сателлиты”. Вокруг включений сульфидов железа обнаружены частицы сульфида марганца и твердых растворов FeS-MnS. Это объясняется присутствием в стальной матрице марганца, имеющего большее сродство к сере, чем железо. Вокруг силикатов железа и марганца выделились частицы алюмосиликатов, содержащие алюминий, хром, железо, марганец, кремний, а также шпинелей сложного состава. Включения легкоплавких сульфидов и силикатов, имеющие ликвационное происхождение, располагаются в литой стали в междуветвиях дендритов. Перераспределение включений в результате их растворения, диффузии элементов в глубь дендритов и выделения новых дисперсных включений способствует уменьшению степени дендритной ликвации, измельчению включений и уменьшению общей загрязненности стали включениями. Следует отметить, что при температурах отжига 1100…1200°С, близких к температуре плавления железо-марганцевых сульфидов и силикатов, эти включения начинают растворяться при небольшой выдержке порядка 0,5…1,0 ч.

В колесной состав «сателлитных» частиц связан с химическим составом исходного включения, а также матрицы, элементы которой принимают участие в их образовании (табл. 4.5). Как правило при отжиге их составы соответствуют равновесным условиям, но отличаются многокомпонентностью.

Таблица 4.5.

Химический состав «сателлитных» частиц в колесной стали

Исходное включение	Состав «сателлитных» частиц
Al_2O_3	$(Mn,Mg)O\cdot(Fe,Al)_2O_3$, Al_5SiFe
$MnO\cdot SiO_2$	$(Fe,Mn)O\cdot SiO_2$, $MnO\cdot SiO_2$- $FeO\cdot SiO_2$
(Fe,Mn)S	(Fe,Mn)S, FeS-MnS

Из таблицы 4.5 следует, что вблизи легкоплавких сульфидов и силикатов в качестве «сателлитных» включений могут выступать частички эвтектического типа ($MnO\cdot SiO_2$-$FeO\cdot SiO_2$, FeS-MnS); кроме того, обнаружены «сателлитные» квазиэвтектические структуры типа включение-матрица (рис. 4.7, д). Это свидетельствует о локальном подплавлении в этих участках при высокотемпературной выдержке, особенно при температурах отжига 1200…1450^{0}C. Причиной подплавления может быть локальное насыщение матрицы элементами включения и их взаимодействие с элементами матрицы, приводящее к формированию (квази)эвтектических композиций в составе матрицы. Исходные включения оказываются окруженными композитными прослойками матрицы (насыщенной элементами включения), содержащими дисперсные частицы микрофаз или нанофаз, иногда с квазиэвтектической структурой, (рис. 4.7, г, д), с зонами пластической релаксации напряжений, т.е. дальнодействующими полями напряжений (рис. 4.7, е).

Были проведены расчеты дальнодействующих полей напряжений вблизи «сателлитных» частиц по методикам, описанным в работах [23, 24]. Очевидно [23 ,24, 128], что экстинкционные контуры, наблюдаемые вблизи различных дефектов, являются результатом дефектной структуры, связанной с изгибом кристаллической решетки. Экстинкционные контуры представляют собой непрерывные разориентировки как результат искривления решетки вследствие

затрудненного движения одиночных дислокаций. Во всех случаях – это результат несовместностей локальных пластических процессов, отражающий давление от локальных заторможенных сдвигов вблизи дисперсных включений (рис. 4.7, ж). Установлено, что если при наблюдении повращать гониометром и контуры исчезнут – то это результат изгиба фольги, если остаются – то это элемент дефектной структуры [23, 24]. Образовавшаяся структура имеет на электронно-микроскопических снимках своеобразный пятнистый контраст. Каждое пятно представляет собой область, ограниченную границами с плавными и дискретными разориентировками. В структуре наблюдается множество новых прерывистых границ различных разориентировок. Вблизи «сателлитных» включений присутствует набор разориентировок, соседние области разориентированы на несколько градусов. О наличии разориентировок на субграницах свидетельствуют скачки на них экстинкционных контуров, а также расщепление рефлексов на электронограммах.

Неоднородности плотности дислокаций вблизи включений сильно искривляют решетку матрицы. Для наших расчетов измерение скалярной плотности дислокаций недостаточно, необходимо использовать избыточную плотность дислокаций $\rho_{\pm}$ [23, 24, 128]. При пластическом изгибе ее определяют по градиенту разориентировки $\partial\varphi/\partial\ell$. Появление избыточной плотности дислокаций свидетельствует о развитии процессов аннигиляции дислокаций, активированных поперечным скольжением и приводящих к снижению скорости накопления скалярной плотности дислокаций. При этом сохраняется избыток дислокаций одного знака и появляются субграницы различного типа. Измерения в настоящем исследовании проводили на краях экстинкционных контуров, где обеспечена наилучшая видимость дислокаций. Избыточную плотность дислокаций измеряли по градиенту разориентировки в локальных областях $\rho_{\pm} = 1/в \cdot \partial\varphi/\partial\ell$. Величину $\partial\varphi/\partial\ell$ определяли

путем измерения смещения ℓ экстинкционного контура при контролируемом угле наклона фольги с помощью гониометра. Необходимо, чтобы вектор действующего отражения был перпендикулярен оси наклона гониометра, поэтому использовали электронный микроскоп, снабженный гониометром с прецессией [24]. Исследуемые экстинкционные контуры предварительно проиндицировали и расположили ось наклона гониометра перпендикулярно действующему отражению. Участки с контурами не содержали границы раздела или разориентировки, чтобы изгиб фольги был непрерывным.

Исследования проводили на фольгах из стали 08Х18Н10Т и колесной стали. При анализе картины экстинкционных контуров вблизи «сателлитных» частиц было очевидно, что имел место упруго-пластический и пластический изгиб, поэтому использовали формулы [6, 7]:

$$\sigma_{Д} = G_{м} \cdot t \cdot \partial\varphi / \partial\ell \,; \;\; \sigma_{Д} = \frac{G_{м} \cdot t \cdot в}{(1-\nu_{м})} \cdot \rho_{\pm} = \frac{G_{м} \cdot t}{(1-\nu_{м})} \cdot \frac{\partial\varphi}{\partial\ell} \,; \qquad (4.3)$$

где $G_{м}$ - модуль сдвига матрицы; t - толщина фольги; $\nu_{м}$ - коэффициент Пуассона матрицы; $\partial\varphi / \partial\ell$ - градиент разориентировки в локальный областях при смещении ℓ - экстинкционного контура.

Компоненты поля напряжений вблизи включения в зависимости от их длины волны при деформации меняются по-разному. Картина экстинкционных контуров достаточно сложная, и наблюдается несколько компонент тензора, отличных от нуля, т.е. усложняется характер изгиба-кручения решетки вблизи «сателлитных» включений из-за накопления избыточной плотности дислокаций с различными векторами Бюргерса:

$$æ = \begin{vmatrix} 385 & 221 & 221 \\ 0 & 768 & 0 \\ 0 & 0 & 385 \end{vmatrix} \text{ рад/см} \qquad (4.4)$$

Эти компоненты приведены в качестве примера на расстоянии 1 мкм от включения размером 1 мкм. С удалением от включения поле дальнодействующих напряжений спадает. Чем больше размер включения, тем больше величина максимального напряжения вблизи межфазной границы включение-матрица (табл. 4.6).

При таком тензоре изгиба-кручения картина спадания поля напряжений по мере удаления от включения должна усложняться, это не простое уменьшение напряжений при удалении от включения, поскольку поля напряжений вблизи «сателлитных» частиц накладываются и взаимодействуют. Поле напряжений должно меняться сложным образом вдоль оси y, при этом изменения компонент x непропорциональны друг другу. Дальнодействующие поля напряжений вблизи «сателлитных» частиц вносят заметный вклад в упрочнение локальных участков матрицы вблизи исходных включений.

Таблица 4.6.

Значения максимальных напряжений вблизи включений Cr_2O_3 в стали 08Х18Н10Т.

$D_в$, мкм	$\sigma_д$, МПа
1	570
3	680
4	730
5	760

Теперь обратимся непосредственно к строению границ включение-матрица. Очевидно, что в процессе диффузионного обмена атомами структура этих границ непрерывно перестраивается, что связано также с возможным изменением параметров и ориентировок кристаллических решеток в контактирующих областях включения и матрицы. Эти процессы

неизбежно влияют на условия сопряжения решеток включения и матрицы (рис. 4.9, а - г).

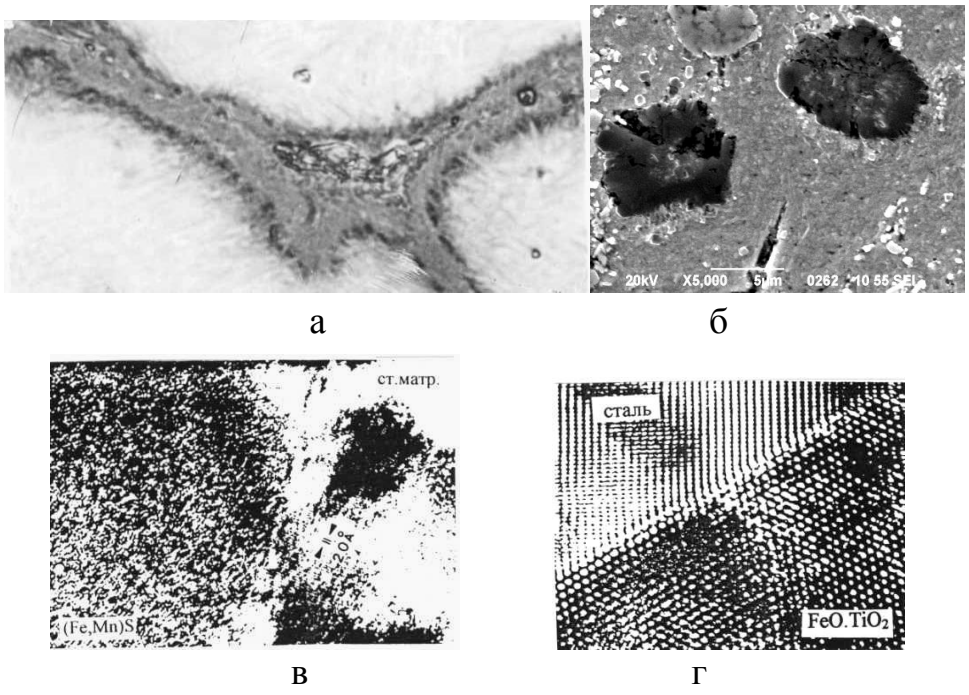


Рис. 4.9. Структура границ включение-матрица после высокотемпературного отжига сталей R7 (а), 04Х14Т3Р1Ф (б), 08Т (в) и 08Ю (г); а – х900х4, б – х5000, в, г -250000

Известно, что диффузия в межфазных границах происходит на несколько порядков быстрее, чем в фазах, ускоряя соответственно и процессы переползания межфазных дислокаций. Интердиффузия, а также электронное взаимодействие между включением и матрицей [117] способствуют сближению периодов сопрягающихся решеток, тем самым уменьшается несоответствие на границе включение-матрица, т.е. в процессе протекания диффузионной перестройки эти границы могут прийти в более равновесное состояние, отвечающее их минимальной энергии (рис. 4.9, г). Улучшению сопряжения решеток включения и матрицы также способствуют полигонизационные перестройки межфазных дефектов в самих

границах включение-матрица, связанные с образованием в границах новых дислокационных слоев с меньшей энергией, а также испусканием дислокаций и расщеплением этих границ [5, 6].

Таким образом, можно считать, что релаксационные процессы, вызывающие изменение сопряжения решеток включения и матрицы вдоль границы раздела при высокотемпературном отжиге, имеют диффузионно-дислокационную природу, либо, если учесть, что при перемещении межфазных дислокаций происходят микросдвиги в границах включение-матрица, они имеют диффузионно-пластическую природу. Очевидно, для того, чтобы отличать процессы, происходящие в границах включение-матрица при отжиге, от таковых при проскальзывании в процессе горячей деформации, следует принять термин «диффузионно-дислокационная» релаксация напряжений в границах включение-матрица.

Мигрирующие вакансии увлекают за собой примеси, которые оседают в адсорбционных местах, всегда имеющихся на межфазных границах и определяющих адсорбционную емкость последних. Диффундирующие через границу в обоих направлениях элементы включения и матрицы как бы «перемешиваются» в пределах границы и резкий перепад элементов, обычно наблюдающийся при микрорентгеноспектральном анализе, сменяется на более плавный перепад (рис. 4.2, г). В результате на границах включение-матрица возникают сегрегации примесей (рис. 4.10, а, б).

Физическим результатом адсорбции вакансий и примесей может быть снижение поверхностного натяжения границы включение-матрица. Диффузионное взаимодействие между матрицей и включением при высокотемпературном отжиге может привести к образованию насыщенного примесями диффузионного слоя на межфазной границе и даже изменению

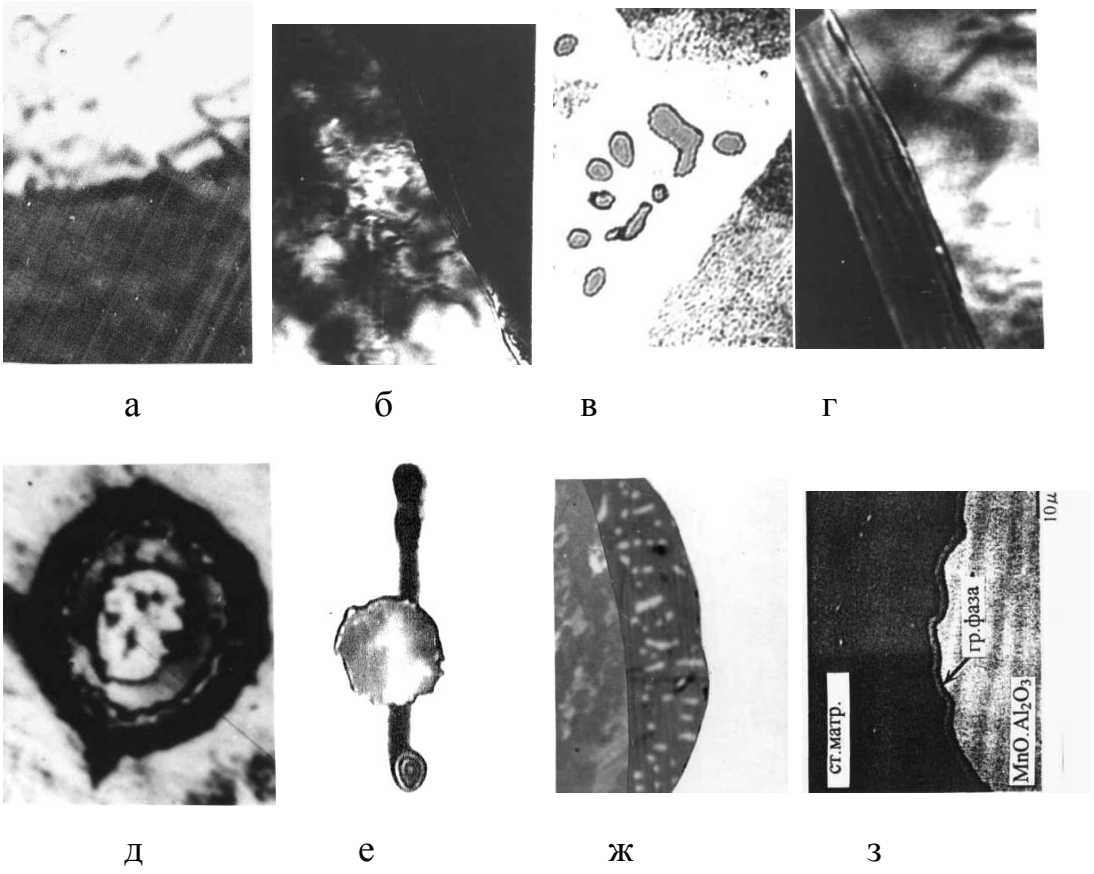
состава приграничных областей сопряженных решеток матрицы и включения. Связанное с этим изменение межфазного взаимодействия требует перестройки структуры границы раздела путем перераспределения межфазных дислокаций.

На поверхности включения может возникнуть новая граничная фаза (рис. 4.10, рис. 4.2, д), причем ее образование может как способствовать, так и препятствовать растворению включения. Структура граничной фазы может быть различной: однофазные (рис. 4.10, в - е, з), двухфазные (рис. 4.10, д), в том числе квазиэвтектического типа (рис. 4.10, ж). Последний случай свидетельствует об образовании граничной фазы из жидкого состояния, что обусловлено локальным подплавлением в зоне контакта включение-матрица при высокотемпературной выдержке вследствие формирования квазиэвтектической композиции элементов. Для формирования граничных фаз в процессе отжига существуют благоприятные температурно-временные условия.

Таким образом, высокотемпературный отжиг позволяет уменьшить общую загрязненность стали включениями и средние их размеры, а также регулировать их состав, форму и распределение в матрице. В зависимости от типа включений, температуры отжига и продолжительности выдержки диспергирование включений происходит тремя путями: частичное или полное растворение включений, их диффузионное дробление, выделение дисперсных «сателлитных» включений. Скорость охлаждения влияет на исследованные параметры. При закалке средние размеры включений больше, чем при медленном охлаждении. Это объясняется выделением при медленном охлаждении дисперсных частиц “сателлитов” вокруг исходных включений, состав которых может отличаться от состава “материнского” включения.

Изменение состава включений и создание условия для перехода нестабильных включений в более стабильное

состояние способствует изменению свойств включений, что влияет на прочность и пластичность стали при деформации. Растворение исходных включений и появление новых «сателлитных» частиц в процессе отжига способствуют непрерывному изменению суммарной протяженности границ включение-матрица. Изменяется также строение границ включение-матрица.



а б в г

д е ж з

Рис. 4.10. Граничные фазы, возникшие при высокотемпературном нагреве вблизи включений $MnO{\cdot}Al_2O_3$ (а, б, д, е, з) и (Fe,Mn)S (в, г, ж); а, б, г – х20000, в, д, е – х900х4, ж – х900х6

Превращения в неметаллических включениях при высокотемпературном нагреве. В неметаллических включениях при высокотемпературном нагреве происходят

различные превращения, связанные с полиморфизмом, переходом в более стабильное состояние, выделением и растворением второй фазы, изменением состава, восстановлением металлов и т.д. [5, 6]. Превращения в неметаллических включениях изучали при непрерывном нагреве и охлаждении образцов до температуры 1200°С в вакууме на установке ИМАШ–5С–65 методом высокотемпературной металлографии; высокотемпературном отжиге при температурах 1000…1450°С в течение 5 мин…4,5 ч; нагреве до температур 1000…1250°С с последующей горячей деформацией, после которой часть образцов отжигали по тем же режимам, затем охлаждали на воздухе либо с печью. С целью изучения изменений в неметаллических включениях измеряли их микротвердость в вакууме на установке ИМАШ-9-66 при температурах 25…1200°С с интервалами 20…100°С при нагрузках на индентер 1…20 Гс и длительности выдержки индентера 10 с (по ГОСТ 2999-59). Температура образца и сапфирного индентера была одинаковой и измерялась платино-платинородиевыми термопарами с точностью 0,5%. При каждой температуре исследовали 30…40 включений каждого типа размером 20 мм и более крупные. При исследовании температурной зависимости микротвёрдости неметаллических включениях по скачкам на кривых обнаружены превращения во включениях, обусловленные полиморфизмом или переходом в более стабильное состояние (рис. 4.11) [5, 6].

Полиморфные превращения проходят во включениях FeO, Fe_2O_3, Al_2O_3, TiO_2, CaO, β-кварц $SiO_2 \rightarrow$ α–кварц $SiO_2 \rightarrow$ тридимит SiO_2, $CaO \bullet SiO_2$, $2CaO \bullet SiO_2$, $MnO \bullet SiO_2$, превращения нестабильных включений в более стабильное состояние наблюдали в случаях $FeO \rightarrow Fe_3O_4$, $Fe_2O_3 \rightarrow Fe_3O_4$, $Al_2O \rightarrow Al_2O_3$, $CrO \rightarrow Cr_2O_3$. Температуры этих превращений различны, но все они проходят в интервале температур, что обусловлено наличием примесей на включениях.

Характер перегибов на кривых изменения

микротвёрдости зависит от состояния плотностей упаковки решёток модификаций включений. В таких включениях как TiO_2, $2CaO{\bullet}SiO_2$ при прохождении полиморфного превращения в условиях повышения температуры микротвёрдость повышается, микротвёрдость включений SiO_2, $CaO{\bullet}SiO_2$, $MnO\ {\bullet}SiO_2$, Fe_2O_3, $CaO{\bullet}Al_2O_3$ в момент превращения резко снижается. Такое различие объясняется тем, имеет ли новая кристаллическая решётка соответственно более или менее плотную упаковку, чем решётка низкотемпературной модификации. Превращения во включениях проходят по нормальному механизму зарождения и роста новой фазы (рис. 4.12, а, б), при ускоренном охлаждении они проходят по сдвиговому механизму (рис. 4.12, в). Благодаря вакуумному травлению удаётся зафиксировать промежуточные стадии превращений.

Нестабильными в стали могут быть не только однофазные (Al_2O, CrO и др.), но и многофазные включения, у которых метастабильное состояние обусловлено отсутствием термодинамического равновесия между фазами. При отжиге в таких включениях также проходят превращения разных фаз в более стабильное состояние: кристобалит превращается в тридимит, включения галаксита, находившиеся в стекловидной матрице оксидов марганца, алюминия и кремния, преобразовались в частицы корунда, муллита и спессартита в процессе выдержки стали 08Ю при 1100…1200°С в течение 2,0…2,5 ч.

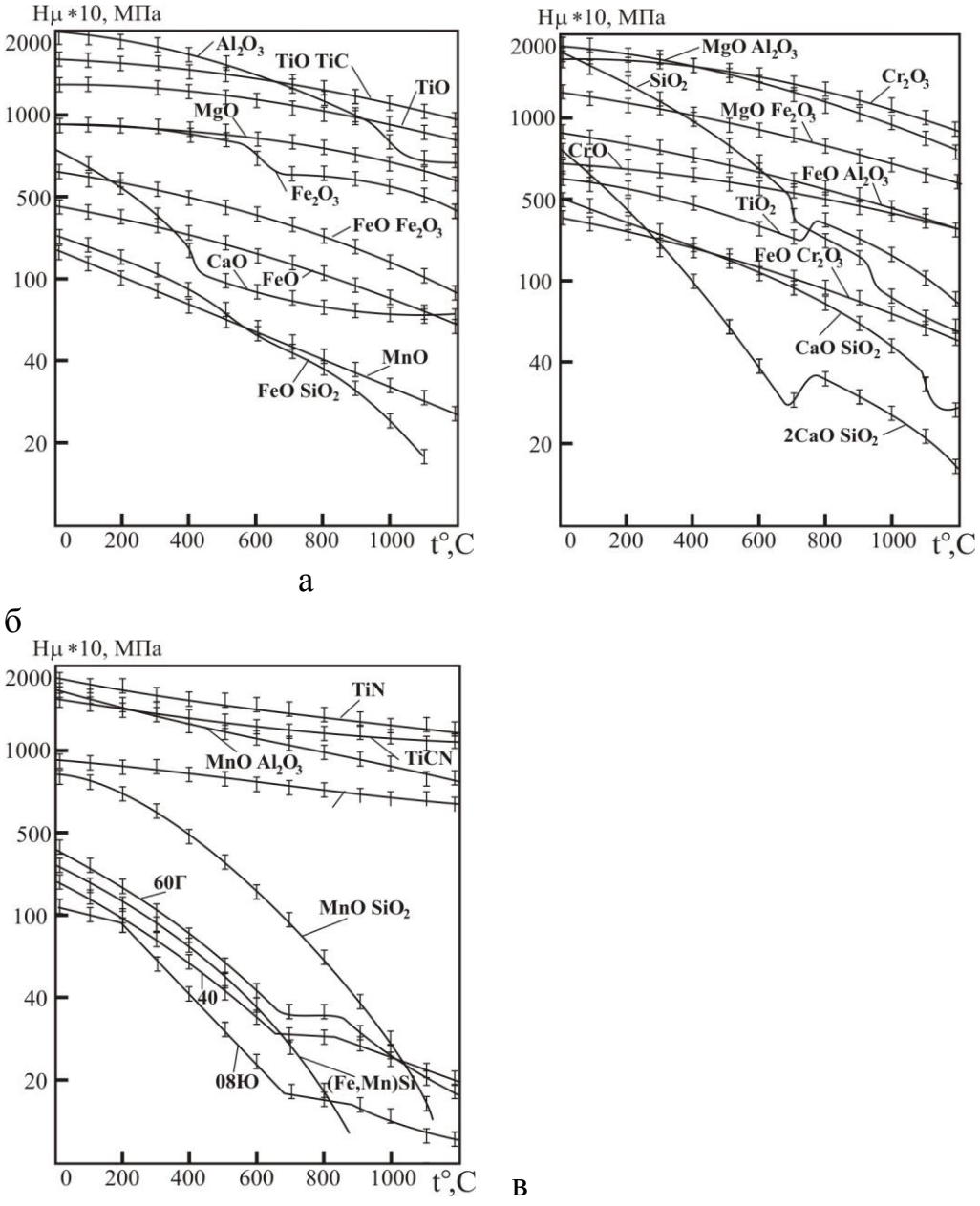
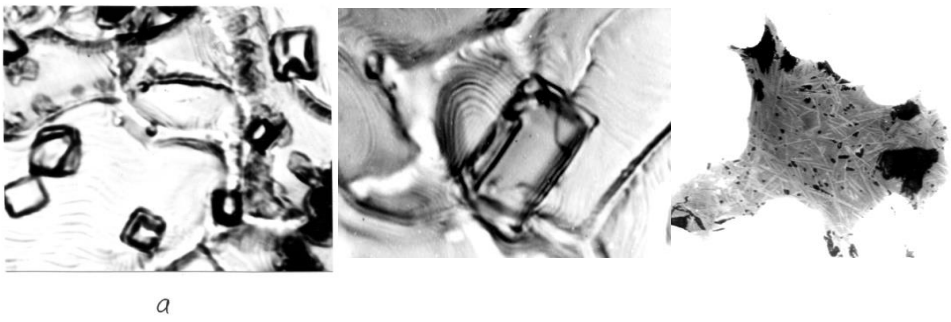


Рис. 4.11. Влияние температуры на микротвердость неметаллических включений

В многофазных включениях метастабильное состояние было обусловлено отсутствием термодинамического равновесия между фазами. В результате выделения новых фаз термодинамическое равновесие в системе всего включения становится более стабильным. Состав сложных оксидов типа

шпинелей в метастабильном состоянии часто не соответствует стехиометрической формуле. В процессе отжига соотношение оксидов стабилизируется, что наблюдали на включениях $FeO \cdot Al_2O_3$, $MnO \cdot Al_2O_3$, $MgO \cdot Al_2O_3$, $MnO \cdot Cr_2O_3$. Например, содержание алюминия во включении $MnO \cdot Al_2O_3$ изменилось от 35 до 60%.



а б в

Рис. 4.12. Полиморфные превращения в неметаллических включениях по нормальному (а, б, вакуумная металлография) и сдвиговому (б) механизму; а, б –х1200, в –х500

Описанные выше превращения во включениях (или в фазах включений) в зависимости от условий проходят по нормальному или сдвиговому механизму. Независимо от механизма образования зародыша новой фазы или модификации включения (гомогенное или гетерогенное зарождение в дефектных участках структуры), происходит упругое искажение кристаллической решётки исходной фазы и образование межфазной границы, сопровождающееся преодолением поверхностного натяжения и давления на межфазной поверхности. И нормальное, и сдвиговое полиморфное или фазовое превращения во включениях состоят в перестройке решётки либо в результате диффузионного перераспределения компонентов, либо вследствие упорядоченного коллективного перехода атомов

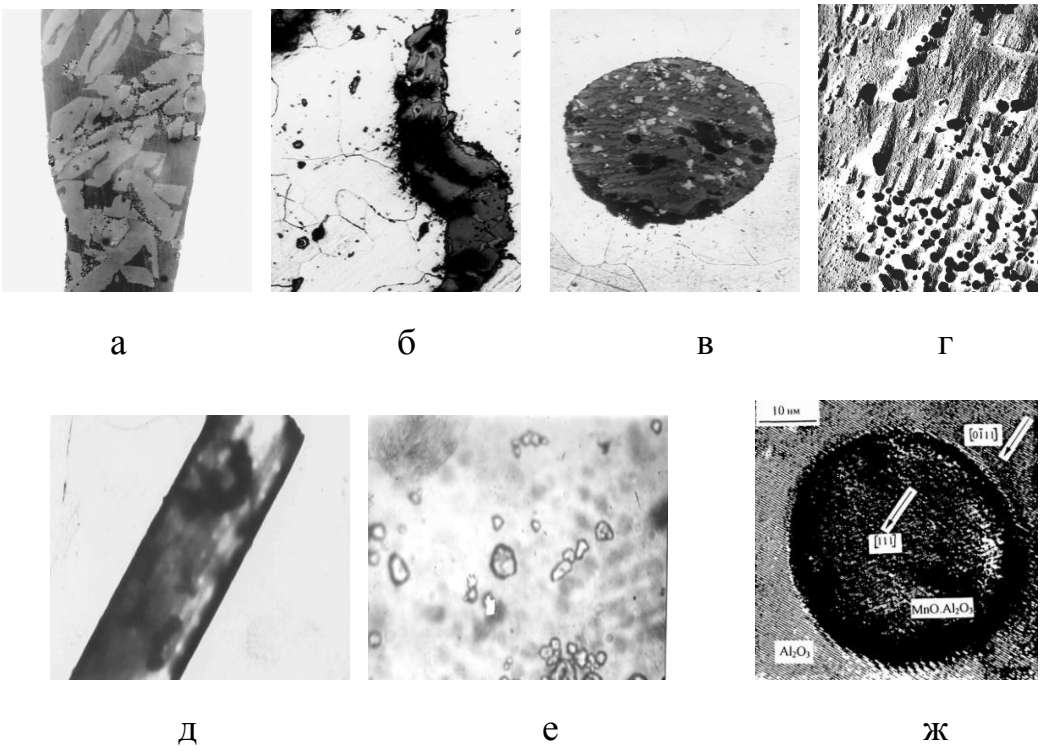
из одной фазы в другую. В обоих случаях большое значение имеет ориентация сопрягающихся решёток модификаций или фаз включения. При сдвиговом переходе движение межфазной границы в ходе превращения связано с условиями сопряжения решёток, при нормальном переходе в процессе движения межфазной границы неизбежно возникают сдвиги, призванные согласовать несоответствие сопрягающихся решёток.

В процессе высокотемпературного нагрева сталей во включениях возможны изменения, заключающиеся в распаде пересыщенных твердых растворов, превращениях одних включений в другие, растворении отдельных фаз и выделении новых фаз во включениях, что приводит к изменению их свойств [129].

Большую группу включений представляют собой силикатные стекла эндогенного или экзогенного происхождения, имеющие довольно сложный химический состав. В силикатных включениях часто появляется ликвация (рис. 4.13, а). Растворимость примесей в таких включениях при понижении температуры уменьшается, они представляют собой пересыщенные системы. Нагрев слитков перед горячей деформацией способствует их распаду. В результате в аморфной матрице выделяются дисперсные частицы новых фаз, т.е. идет твердофазная кристаллизация. При этом ростовые включения отделены от аморфной неметаллической матрицы новыми межфазными границами, для которых не требуется выполнение условий сопряжения решеток, ибо с одной стороны кристаллической решетки нет. Структура таких границ требует специальных исследований.

В стеклах оксидов марганца, алюминия и кремния наблюдали частицы MnO, $MnO \cdot Al_2O_3$, (рис. 4.13, б), $2MnO \cdot SiO_2$, Al_2O_3, $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$, $3MnO \cdot Al_2O_3 \cdot 3SiO_2$, $MnO \cdot SiO_2$. Возможно выделение частиц одного типа, но чаще выделяются включения двух-трех типов. Например, корунд и

галаксит; муллит, корунд и спессартит. В стеклах оксидов железа, марганца и кремния выделились частицы FeO, MnO, FeO-MnO, SiO_2, (кристобалит), $2FeO \cdot SiO_2$, $MnO \cdot SiO_2$, $2MnO \cdot SiO_2$ (рис. 4.13, в), при наличии серы – MnS, (Fe,Mn)S. Частицы кристобалита обнаружены также в стеклах оксидов марганца и кремния со следами алюминия и железа, марганца, кремния и хрома.



а б в г

д е ж

Рис. 4.13. Частицы дисперсных выделений во включениях (а - включение до отжига); х600

В стеклах оксидов железа и кремния встречаются выделения FeO, $2FeO \cdot SiO_2$, в стеклах оксидов алюминия и кремния – Al_2O_3 и $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ в стеклах оксидов хрома, марганца и кремния – Cr_2O_3, $MnO \cdot Cr_2O_3$. Хромистая шпинель выделилась также в сложном стекле оксидов марганца, алюминия, хрома, титана, кальция, кремния. В стеклах сложного состава, содержащих кальций, обнаружены включения Al_2O_3, $MnO \cdot Al_2O_3$, $CaO \cdot Al_2O_3 2SiO_2$ (анортит) и

$MnO \cdot Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ (Mn – анортит), SiO_2. Выделение включений избыточных фаз возможно не только в стеклах, но и в некоторых других видах включений, растворивших определенное количество примесей, если в силу быстрого охлаждения возникли пересыщения. Во включениях фаялита выделились дисперсные частицы SiO_2, FeO, в матрице родонита – SiO_2, в кремнеземе – $2FeO \cdot SiO_2$, во включении алюмината кальция со следами марганца и магния – $MnO \cdot Al_2O_3$ (рис. 4.13, г).

При выделении частиц избыточных фаз изменяется состав исходной матрицы неметаллических включений, которая обедняется компонентами, расходующимися на образование новых фаз, что подтверждено результатами микрорентгеноспектрального анализа.

Чем выше температура нагрева, тем больше объемная доля выделений во включениях и тем крупнее частицы новых фаз (табл. 4.7).

Таблица 4.7.

Влияние температуры и времени выдержки при отжиге на средний размер ($d_в$) и объемную долю (f) выделений

Матрица включения	Состав выделений	t, ^0C	τ, мин	$d_в$, мкм	f, %
Стекло оксидов Mn, Al, Si	$MnO \cdot Al_2O_3$	1000	5	-	0
			60	3,6	5,1
			90	4,2	8,3
			150	6,2	12,2
		1100	5	-	0
			60	3,9	10,2
			90	4,9	14,5
			150	9,3	21,6

		1200	5 60 90 150	- 4,6 9,3 16,1	0 12,3 20,5 32,3
Стекло оксидов Mn, Al, Si	2MnO·SiO_2	1000	30 120 150	4,6 6,1 8,5	4,6 5,8 9,8
		1100	30 120 150	6,4 8,6 13,3	6,2 11,3 19,7
		1200	30 120 150	6,9 15,1 19,2	12,7 21,7 27,3

По-видимому, выделение частиц сопровождается их коалесценцией, что вызывает увеличение среднего размера включений при повышении температуры. Появление частиц новых фаз во включениях, физико-механические свойства которых отличаются от свойств исходной неметаллической матрицы, а также изменение химического состава последней приводит к изменению свойств включений, в частности, их пластичности. Следует учитывать и характер вновь образовавшихся межфазных границ включение-включение, поскольку они могут быть когерентными и некогерентными, специальными и общего типа с разным типом сопряжения фаз включения (рис. 4.13, ж).

Благодаря наличию градиентов химических потенциалов элементов, входящих в состав каждой из фаз двух – или многофазных включений происходит диффузионное взаимодействие между фазами, заключающееся в обмене атомами через границы и развитии диффузии элементов в пределах каждой фазы. Большая группа двухфазных включений представляет собой силикатную матрицу сложного состава, в которой

распределены частицы простых оксидов, шпинелей, сульфидов. В процессе выдержки стали при высокой температуре происходит диссоциация мелких и рост крупных включений оксидов или сульфидов в силикатной матрице, т.е. коалесценция второй фазы включений. Чем выше температура, тем заметнее этот процесс (рис. 4.14) вследствие облегчения диффузии и движения дефектов кристаллического строения, увлекающих за собой атомы примесей. Температура начала растворения частиц второй фазы зависит от их типа: более тугоплавкие включения (оксиды, шпинели) начинают растворяться в неметаллической матрице при более высокой температуре, чем легкоплавкие (FeO, FeO-MnO, FeS, FeS-MnS, $FeO \cdot SiO_2$).

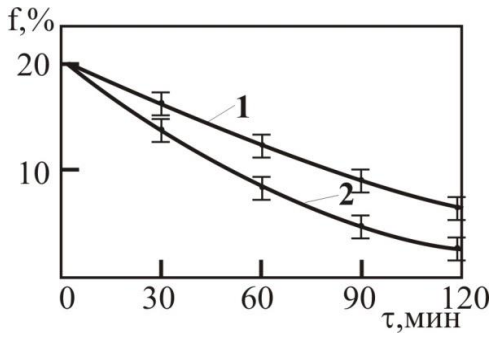


Рис. 4.14. Влияние времени выдержки при 1100°С (1) и 1200°С (2) на изменение объемной доли герцинита в силикатной матрице

В результате частичного растворения мелких частиц оксидов или сульфидов элементы, входящие в их состав, диффундируют в окружающую силикатную матрицу и при последующем ускоренном охлаждении стали на воздухе фиксируются в твердом растворе. Насыщение неметаллической матрицы алюминием вблизи исходных частиц второй фазы корунда, алюминием, марганцем, железом, хромом, магнием у включений шпинелей, марганцем

около манганозита, серой и железом вблизи сульфидных частиц обнаружено микрорентгеноспектральным анализом. Увеличение количества примесей в неметаллической матрице способствует локальному ее упрочнению, о чем свидетельствует повышение микротвердости на 200-600 МПа.

Переход атомов элементов из включений оксидов или сульфидов в неметаллическую матрицу приводит не только к частичному растворению частиц второй фазы, но и к изменению их состава у поверхности. Частицы обедняются алюминием, серой, магнием и другими элементами, входящими в их состав и обогащаются кремнием, марганцем и другими элементами, входящими в состав неметаллической матрицы. В некоторых случаях вокруг частиц простого состава, например, FeO, Al_2O_3 обнаружили тонкий слой шпинели сложного состава, выявляемый лишь петрографическим методом по изменению показателя светопреломления включения (рис. 4.13, д). Такие тонкие слои наиболее характерны для включений типа шпинелей (см. рис. 4.13, в), легко образующих непрерывный ряд твердых растворов.

Влияние времени выдержки при температуре 1200°С на средний размер ($d_в$) и объемную долю (f) включений $Mn{\cdot}OAl_2O_3$, находящихся в алюмосиликатной матрице, показано в табл. 4.8.

Растворение частиц второй фазы приводит к уменьшению их среднего размера и объемной доли в неметаллической матрице включений. Эта закономерность наблюдается в случае выдержки стали в условиях высокой температуры в течение двух часов. При дальнейшем увеличении времени выдержки до 2,5…3,5 ч в сочетании с замедленным охлаждением с печью наблюдается вначале резкое уменьшение среднего размера включений второй фазы. Диффузия компонентов растворяющихся включений в окружающую неметаллическую матрицу способствует

возникновению локальных пересыщений и появлению зародышей новой фазы. Вокруг исходных "материнских" включений второй фазы появляется множество дисперсных “сателлитных” частиц. Появление “сателлитов”, имеющих размеры порядка нескольких микрон и вызывает резкое уменьшение среднего размера включений второй фазы. Некоторое увеличение среднего размера включений второй фазы при увеличении времени выдержки до 4,0…4,5 ч объясняется коалесценцией “сателлитных” включений. Объемная доля включений второй фазы при выдержке стали в течение 2,0…4,5 часов остается почти неизменной. По-видимому, уменьшение объемной доли включений, вызываемое растворением первичных ("материнских") включений, уравновешивается увеличением объемной доли включений вследствие выделения "сателлитов".

Таблица 4.8.

Влияние времени выдержки на параметры второй фазы включений

τ , мин	5	15	40	60	90	120	150	180	210	240	270
$d_в$, мкм	25,1	25,0	20,3	16,9	13,6	12,2	3,4	3,2	3,6	6,4	9,1
f, %	34,1	34,2	31,3	26,2	18,8	16,1	15,9	16,4	16,2	16,2	16,0

Образование в неметаллической матрице включений новых "сателлитных" оксидов при отжиге следует рассматривать как внутреннее окисление стали, причем выделяющиеся “сателлитные” включения могут иметь тот же состав, что и исходная “материнская” частица второй фазы включения. Если же силикатная матрица имеет сложный химический состав, состав "сателлитов" несколько отличается от состава исходной частицы второй фазы, поскольку при образовании выделений кислород реагирует с компонентами неметаллической матрицы. Например, вокруг включения

корунда обнаружены частицы того же корунда, галаксита и спессартита. Включение галаксита окружено "сателлитами", содержащими хром, магний и кремний. Вокруг частично растворившегося родонита выделились частицы, состав которых соответствует формуле $n(Fe,Mn)O\cdot mAl_2O_3kSiO_2$ отличающиеся соотношением объемных долей простых оксидов. Включение сульфида железа окружено сульфидами, содержащими марганец и следы кремния. Выделение “сателлитных” частиц в сложных многофазных включениях способствует изменению свойств последних, поскольку физико-механические свойства включений в большой мере определяются составом, размерами и распределением новых "сателлитных" частиц. Состав включений вблизи межфазной границы со стальной матрицей также претерпевает изменения. Включения обедняются компонентами, уходящими в стальную матрицу и обогащаются компонентами матрицы, например, в стали 25ХГСА включение галаксита обедняется с поверхности алюминием и насыщается хромом, марганцем и кремнием.

Таким образом, многие включения в слитках находятся в метастабильном состоянии, поэтому в процессе последующего нагрева перед пластической деформацией либо термической обработкой в них проходят превращения. Состав выделений избыточных фаз определяется химическим составом исходных включений, а размеры и объемная доля выделений зависят от режима отжига. В процессе отжига происходит превращение метастабильных включений в более стабильное состояние. Вследствие диффузионного взаимодействия между отдельными фазами многофазных включений происходит частичное или полное растворение отдельных фаз включений и образование новых “сателлитных” выделений, состав которых зависит от состава неметаллической матрицы, а их размеры – от температуры и времени выдержки. Термическая обработка приводит к

существенному изменению фазового состава неметаллических включений в стали.

Влияние деформации на превращения в неметаллических включениях. Превращения в неметаллических включениях изучали при нагреве образцов сталей 08кп, 08пс, 08Ю, 08ГСЮТФ, 25ХГСА до температур 1000…1250°С с последующей горячей деформацией, после которой часть образцов вновь отжигали по тем же режимам, затем охлаждали на воздухе либо с печью.

Пластическая деформация оказывает влияние на превращения во включениях, происходящие при термической обработке. Кроме того, представляет интерес изучить эти превращения в процессе самой деформации. Как было показано выше, в процессе высокотемпературной выдержки во включениях, представляющих собой частицы простых оксидов, шпинелей или сульфидов, заключенных в аморфную или кристаллическую силикатную матрицу сложного состава, происходит диссоциация мелких и частичное растворение крупных частиц второй фазы включений. Горячая деформация способствует ускорению растворения частиц второй фазы, т.к. возникающие в процессе деформации дефекты кристаллического строения облегчают диффузионные процессы. Растворение частиц второй фазы в неметаллической матрице способствует уменьшению их объемной доли и среднего размера (рис. 4.15), как в недеформированных, так и в горячедеформированных образцах. При увеличении времени выдержки до 1,5…2,0 ч наблюдается монотонное уменьшение значений среднего размера частиц второй фазы (стадия I), дальнейшее увеличение времени выдержи приводит к скачкообразному уменьшению значения d_B (стадия II), что объясняется появлением вокруг исходных растворяющихся включений второй фазы множества дисперсных "сателлитных" частиц, имеющих размеры порядка нескольких микрон. Выделение их

связано с диффузией компонентов растворяющихся включений в окружающую неметаллическую матрицу и образованием локальных пересыщений в дефектных участках.

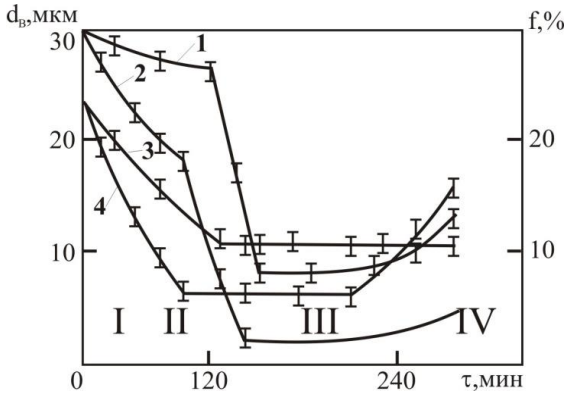


Рис. 4.15. Влияние времени выдержки при температуре 1200°С на средний размер $d_В$ (1, 2) и объемную долю f (3, 4) галаксита в алюмосиликатной матрице: кр.1, 3 – обычный отжиг; кр. 2, 4 – отжиг после горячей деформации

Горячая деформация способствует появлению более мелких “сателлитных” включений. Ход кривых 1 и 2 на (рис. 4.15) после появления "сателлитов" выравнивается и средний размер включений остается примерно на одном уровне (стадия III). По-видимому, на этом этапе уравновешиваются два процесса: выделение "сателлитных" частиц и дальнейшее растворение первичных включений второй фазы. Объемная доля второй фазы во включениях также остается примерно постоянной. При достижении времени выдержки 4 ч происходит коалесценция "сателлитных" частиц, способствующая увеличению их среднего размера (стадия IV). Кривые 1 и 2 можно четко разделить на четыре стадии, причем для деформированной стали каждая стадия наступает раньше, чем для недеформированной. Объемная доля частиц второй фазы у недеформированных образцов при этом не изменяется, у горячедеформированных – возрастает, что

связано с продолжением выделения новых "сателлитных" включений.

Для выяснения влияния горячей деформации на кинетику выделения частиц избыточных фаз во включениях проводили сравнительный анализ включений после отжига недеформированных и горячедеформированных образцов. Чем выше температура нагрева, тем больше объемная доля выделений и тем крупнее частицы выделений (табл. 4.9). Горячая деформация способствует измельчению частиц избыточных фаз (рис. 4.16) и существенному увеличению количества частиц, что проявляется в увеличении объемной доли выделений в деформированной стали. Растворение включений второй фазы и выделение “сателлитных” частиц в двухфазных включениях происходит и в процессе горячей деформации, поскольку движение дефектов кристаллического строения облегчает перенос атомов компонентов и возникновение пересыщений. Так как процесс прокатки стали в лабораторных условиях занимает несколько секунд и сталь быстро охлаждается, прокатку осуществляли в несколько приемов с промежуточными подогревами до температуры горячей деформации.

Таблица 4.9.

Влияние температуры (t) в времени выдержки (τ) при отжиге на средний размер (d_B) и объемную долю (f) выделений после отжига (числитель), а также горячей деформации и отжига (знаменатель)

t,^{0}C	τ, мин	Матрица включения	Состав выделений	$d_в$, мкм	f, %
1000	5 60 90 150	Стекло оксидов		0/2,3 3,3/2,6 4,5/3,8 7,1/5,9	0/5,2 6,1/7,9 8,4/11,2 14,2/16,1

1100	5 60 90 150	алюми- ния, железа и кремния	$FeO \cdot Al_2O_3$	0/2,5 3,9/3,3 5,1/4,3 9,6/6,2	0/5,6 8,5/9,3 13,3/15,1 23,6/25,9
1200	5 60 90 150			0/2,5 5,2/3,6 9,8/4,9 17,7/8,6	0/6,2 12,2/15,3 21,7/27,0 37,3/42,1
1000	30 120 150	Стекло оксидов марган- ца, железа и кремния	$2FeO \cdot SiO_2$	4,8/2,9 7,2/4,6 9,1/6,4	5,2/6,4 6,9/8,1 9,2/11,5
1100	30 120 150			6,1/3,6 8,6/5,3 15,2/8,1	6,3/7,6 12,5/13,9 21,2/25,1
1200	30 120 150			7,3/4,3 14,7/6,5 21,7/9,3	11,8/13,6 20,2/26,1 29,1/33,2

Изменение среднего размера d_B частиц второй фазы двухфазных включений подобно приведенному на рис. 4.15, однако для достижения каждой из стадий понадобилось значительно меньше времени, чем при отжиге. Первая стадия уменьшения среднего размера первичных включений второй фазы при температуре горячей прокатки 1200°С прошла за 30 минут (общее время подогрева и деформации), вторая стадия, на которой появляются "сателлитные" частицы, заняла 7 минут. Третья стадия, так называемого, равновесия процессов растворения первичных включений и выделения “сателлитов”, проходила при дальнейшем продолжении прокатки с подогревами. Следует отметить, что размеры “сателлитных” частиц, выделившихся при горячей прокатке, были почти в два раза меньше, чем при отжиге после горячей деформации. Кроме того, при горячей прокатке не наблюдается коалесценции "сателлитных" включений

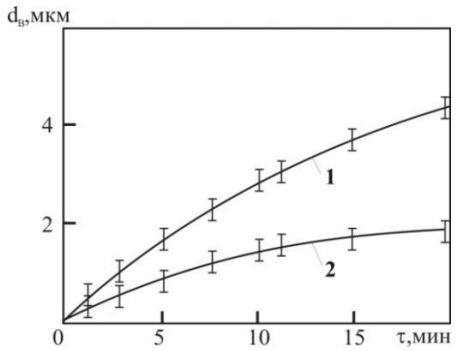


Рис. 4.16. Изменение среднего размера "сателлитных" частиц шпинели в стали 08ГСЮТФ в процессе отжига при 1200°С недеформированного образца (1) и прокатанного при 1100°С (2)

Анализ рентгено- и электронограмм, снятых при исследовании аморфных силикатных включений сложного состава, содержащих марганец, железо, кремний, алюминий, показал, что в процессе пластической деформации, сопровождающейся выделением частиц избыточных фаз, аморфная матрица включений становится частично кристаллической. Таким образом, действие высоких давлений и температуры (главным образом, давления, поскольку при обычном нагреве явление кристаллизации стекол проходило путем образования новых частиц) приводит к кристаллизации (расстекловыванию) аморфных включений по двум механизмам - путем выделения кристаллов второй фазы и образования микрокристаллических зон в аморфной матрице. При последующем нагреве до 1000…1200°С после деформации уровень аморфности матрицы стекловидных включений повышается до 100%, что свидетельствует об исчезновении микрокристаллических зон при сохранении частиц второй фазы.

Следует отметить и обратное явление. Процесс выделения избыточных фаз в сульфидных или силикатных включениях сложного состава в процессе горячей пластической деформации при температурах 1100-900°С может сопровождаться

аморфизацией «неметаллической» матрицы включений, что возможно при реализации больших степеней деформации (ε 200…350%). Это очевидно связано с увеличением плотности дефектов кристаллического строения – дисклинаций, нарушающих дистанционный параллелизм, типичный для кристаллической решетки [200] и образования областей с межатомными связями, характерными для аморфных тел. Наблюдаемые явления расстекловывания аморфных и аморфизации кристаллических сульфидных и силикатных включений сложного состава, стпровождающие процессы выделения избыточных фаз, свидетельствуют о больших изменениях внутренней энергии таких включений вследствие пластической деформации и накопления дефектов, что приводит к изменению характера атомной структуры в локальных областях «неметаллической» матрицы включений.

В результате диффузионного взаимодействия между включениями и матрицей во время отжига или прокатки при высоких температурах компоненты включений проникают в окружающую матрицу и при последующем ускоренном охлаждении стали в воде или на воздухе фиксируются в твердом растворе. Зона стальной матрицы, прилегающая к включениям и насыщенная элементами, входящими в их состав, в процессе прокатки вытягивается в направлении течения стали, огибая недеформирующиеся включения оксидов или располагаясь вдоль раскатанных включений силикатов (рис. 4.17, а). При насыщении зоны матрицы вблизи включении большим количеством кремния в процессе горячей деформации происходит охрупчивание этих участков (рис. 4.17, б), кроме того, наличие ликвации способствует неоднородному развитию деформации стали.

Горячая прокатка, следующая за высокотемпературной выдержкой, приводит к интенсификации диффузионного взаимодействия между включениями и матрицей, поскольку непрерывное генерирование дислокаций облегчает

диффузионный перенос атомов, тем самым увеличивает скорость отвода от включений атомов кислорода и окиселобразующего элемента. Атомы примесей из твердого раствора матрицы мигрируют к дислокациям и дисклинациям.

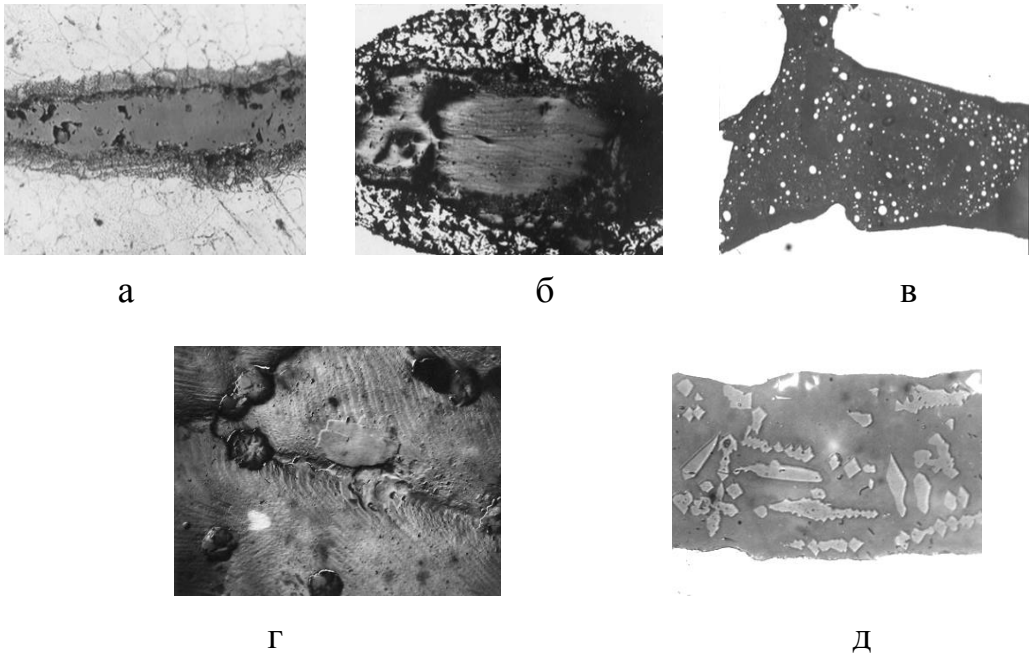


Рис. 4.17. Включения после горячей прокатки: а - в, д – х700; г – х20000

Релаксационные процессы при горячей деформации способствуют возникновению пересыщений и образованию на дислокационных скоплениях и дисклинациях зародышей новой фазы. Вокруг исходных "материнских" включений выделяется большое количество дисперсных "сателлитных" оксидов. Это приводит к непрерывному уменьшению величины среднего размера включений в стали в процессе деформации, причем процесс этот имеет инкубационный период, необходимый для образовывания пересыщений на дефектах и возникновения зародышей новых фаз.

Горячая деформация способствует распаду пересыщенных твердых растворов, которыми являются силикатные включения

сложного состава эндо– или экзогенного происхождения. В процессе горячей деформации стали в местах локального пересыщения появляются дисперсные частицы новых фаз. В стекле оксидов железа, марганца и кремния после горячей прокатки при температурах 1100…1250°С обнаружены светлые выделения фаялита (рис. 4.17, в), родонита или темные дисперсные частицы тефроита (рис. 4.17, г). В силикатных стеклах более сложного состава встречаются выделения муллита, спессартита (рис. 4.17, д), причем дендритная форма определила морфологию кристаллов при расстекловании. Кроме многочисленных случаев выделения дисперсных фаз силикатов определенного состава, встречаются частицы оксидов, например, в стекле оксидов железа, марганца, алюминия и кремния образовались кубические частицы шпинелей $MnO \cdot Al_2O_3$ и более сложного состава, содержащих следы железа, хрома и магния, а также периклаз, корунд, вюстит. При выделении частиц избыточных фаз изменяется состав неметаллической матрицы включений, которая обедняется элементами, образовавшими частицы новых фаз.

Нагрев стали до высоких температур, выдержка и горячая деформация приводят к существенным изменениям состава, структуры, размеров и типов включений, обусловленным диффузионным взаимодействием включений и стальной матрицы и отдельных фаз включений. В результате этих изменений включения переходят в более стабильное состояние. Выделение частиц второй фазы при распаде твердых растворов, либо диссоциации частиц второй фазы с образованием «сателлитов» во включениях в условиях отжига и деформации связано с образованием и ростом зародышей новой фазы по механизмам, определяемым термо-деформационными условиями обработки. Процессы выделения и роста частиц избыточных фаз во включениях сложного состава при термическом и деформационном воздействиях сопровождаются формированием новых межфазных границ во включениях, а

также непрерывным изменением структуры этих границ, определяющей условия сопряжения кристаллических решеток исходной «материнской» фазы («неметаллической» матрица) и новых частиц. Для ростовых частиц во включениях очень высоки вероятности когерентного сопряжения с «неметаллической» матрицей, а также строения, близкого к специальным границам.

В таблице 4.10 приведены результаты определения несоответствий f кристаллических решеток выделившихся частиц второй фазы и матрицы включений для случаев, возможных при превращениях в условиях отжига и деформации (в том числе при расстекловывании аморфной матрицы). Величины f определяли по методикам, изложенным в работе [5]. Известно, хорошее сопряжение решеток фаз наблюдается при значениях $f<0,1$. Как видим, возможно множество вариантов хорошего сопряжения фаз по плоскостям с благоприятным размерным соответствием (есть немало значений значений $f<<0,1$, есть даже значение $f=0$), что свидетельствует о возможности когерентного сопряжения решеток изучаемых фаз включений.

Таблица 4.10.

Значения несоответствия решеток f фаз включений при выделении второй фазы в пересыщенных твердых растворах и в виде «сателлитных» частиц при диссоциации исходных включений.

ф-м1 (плоскость, параметр)	д2 (плоскость, параметр)	f
$2FeO \cdot SiO_2$ (122)	SiO_2 (220)	0,013
$MnO \cdot SiO_2$ (130)	α-крист. SiO_2 (102)	0,008
$(Fe, Mn, Mg)O \cdot SiO_2$ (*)	MnO (111)	0,012
$(Mg, Fe)O \cdot SiO_2$ (112)	MnO (111)	0,011
TiN (111)	TiC (111)	-0,027
$CaO \cdot Al_2O_3 \cdot SiO_2$ (101)	$3CaO \cdot Al_2O_3$ (023)	0

(Mg, Fe)O·SiO_2 (112) FeO·Al_2O_3 (400)	MgO·Cr_2O_3 (311) FeS	-0,005 -0,029

Фазовые превращения, связанные с растворением и выделением новых фаз во включениях в процессе отжига и деформации способствуют непрерывному изменению суммарной протяженности межфазных границ во включениях, причем образование новых частиц приводит к увеличению суммарной протяженности этих границ, а растворение частиц второй фазы включений, наоборот, вызывает уменьшение суммарной протяженности этих границ.

Структурные и фазовые изменения во включениях проходят непрерывно в процессе отжига и деформации, что влечет за собой непрерывное изменение механических свойств стали непосредственно в процессе ее обработки.

4.2. Формирование градиентных и композитных структур вблизи включений при тепловом и деформационном воздействиях

Высокотемпературный отжиг. Если в исходном состоянии (до высокотемпературного отжига) граница включение-матрица представляет собой тонкую прослойку между включением и матрицей со своей структурой (рис. 4.18, а), то в процессе отжига в результате диффузии элементов включения и матрицы (продольной, поперечной, «трубочной») межфазная граница заметно уширяется, а прилегающие зоны матрицы и включения насыщаются элементами контактирующих фаз (рис. 4.18, б, в). Происходит локальное легирование матрицы от внутренних источников – неметаллических включений. При этом вследствие растворения включения происходит диффузионная миграция границы включение-матрица в сторону включения. В самой границе вследствие релаксационных процессов диффузионно-дислокационного характера происходит перестройка дефектной

структуры, следствием которой является испускание дислокаций или расщепление границы включение-матрица на межфазную границу с меньшей энергией и зеренную границу (рис. 4.18, г, д). Эти процессы влекут за собой изменение протяженности границ включение-матрица вследствие уменьшения средних размеров включений в результате их растворения.

Диффузия элементов включения в матрицу приводит к появлению чаще одной, но иногда и двух зон насыщения с каскадным распределением элементов и микро- или нанотвердости. При этом вблизи включения в местах пластической релаксации появляются дисперсные «сателлитные» частицы, порождающие поля напряжений (рис. 4.18, е, ж). Выделение «сателлитны» частиц связано с пересыщением твердого раствора элементами включений, особенно в местах скопления дефектов кристаллического строения [5]. Появление новых включений приводит к увеличению суммарной протяженности границ включение-матрица.

В результате диффузионной миграции границ включение-матрица при диссоциации (растворении) включений вдоль их зеренных границ (рис. 4.18, з) также происходит увеличение протяженности межфазных границ, особенно, если этот процесс сопровождается выделением дисперсных «сателлитов» - микрофаз и нанофаз в зоне насыщения матрицы (рис. 4.18, и). Кроме того, диффузионное дробление исходных грубых включений в процессе их растворения вдоль зеренных границ приводит к появлению полей дисперсных включений (рис. 4.18, к), что также способствует увеличению суммарной протяженности границ включение-матрица. По-видимому, все эти процессы, приводящие к увеличению суммарной протяженности границ включение-матрица, энергетически оправданы, поскольку приводят к снижению напряжений вблизи включений в результате диспергирования последних, а также получению более равновесных межфазных границ. Переходу к

более равновесному состоянию межфазных границ способствуют такие процессы, как диффузионно-сдвиговое сопряжение решеток включения и матрицы (рис. 4.18, л), перераспределение межфазных дислокаций с последующим расщеплением (рис. 4.18, в, г), образование и фракционирование сегрегаций (рис. 4.18, м) и граничных фаз (рис. 4.18, н).

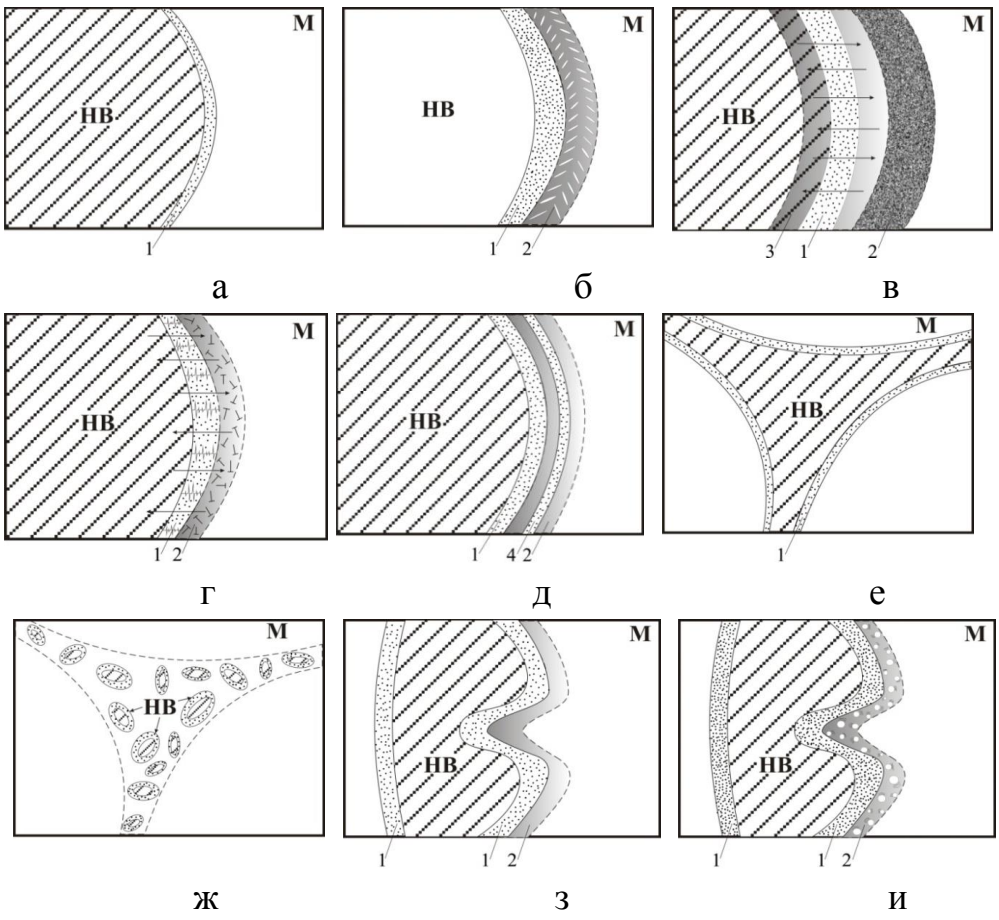


Рис. 4.18. Схемы трансформации границ включение-матрица при высокотемпературном отжиге: 1 – граница включение-матрица, 2 – зона насыщения матрицы элементами включения, 3 - зона насыщения включения элементами стальной матрицы, 4 – отщепленная зеренная граница, 5 - сегрегация примесей, 6 – граничная фаза, 6 – отщепленная зеренная граница

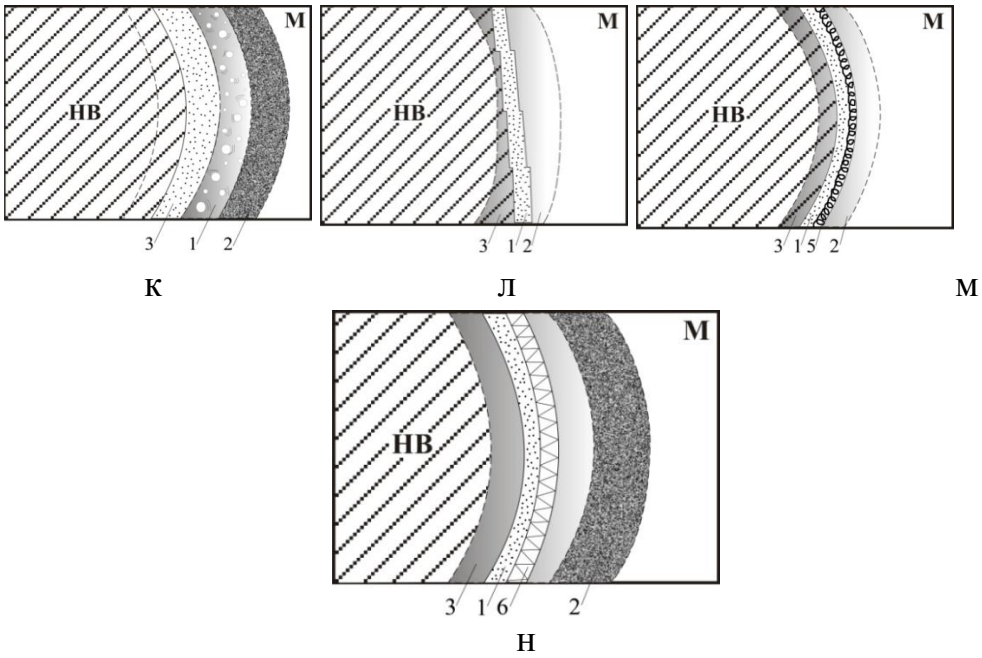


Рис. 4.18. Продолжение.

Такое разнообразие процессов способствует трансформации границ включение-матрица, связанной со следующими эффектами:

-уширением межфазных границ и «присоединением» прилегающих насыщенных участков включения и матрицы, представляющих собой композитные образования – слоистые, дисперсные (в том числе, квазиэвтектические) с каскадным распределением элементов и дальнодействующими полями напряжений;

-диффузионным дроблением межфазных границ при диспергировании включений вследствие их диссоциации (растворения) и образования «сателлитных» частиц;

-изменением сопряжения решеток включения и матрицы, имеющим диффузионно-дислокационную (диффузионно-сдвиговую) природу.

Очевидно, при высокотемпературном нагреве происходит гетерогенизация границ включение-матрица за счет создания в самих границах, а также во включениях и матрице переходных зон в виде композитных слоев разных типов. Регламентируя

режим отжига, можно создавать оптимальные структуры, ширину и степень упрочнения межфазных границ включение-матрица по типу диссипативных структур. При этом можно создавать как стабильные структуры межфазных границ включение-матрица, обладающих устойчивостью к внешним энергетическим воздействиям, так и структуры, способные эффективно рассеивать подводимую извне энергию в момент пика напряжений с помощью преобразований на разных структурных уровнях. Строение возникших границ включение-матрица позволяет представить иерархию масштабов структурных преобразований в них при высоких температурах. На атомном уровне между включением и матрицей происходит электронное и диффузионное взаимодействие, сопряжение кристаллических решеток. На мезоскопическом уровне происходит движение межфазных вакансий и дислокаций и их зарядовое взаимодействие, а также растворение (диссоциация) включений. На фрагментарном уровне развивается перераспределение межфазных дислокаций, релаксация напряжений, диффузионное движение границ включение-матрица, формирование сегрегаций примесей и зародышей дисперсных частиц новых включений. На микроскопическом уровне формируются слои насыщения в самой границе, а также во включении и матрице, происходят локальное плавление и кристаллизация, образуются дисперсные «сателлиты», в том числе эвтектики типа включение-матрица, происходит фракционирование сегрегаций и образование граничных фаз с разной структурой.

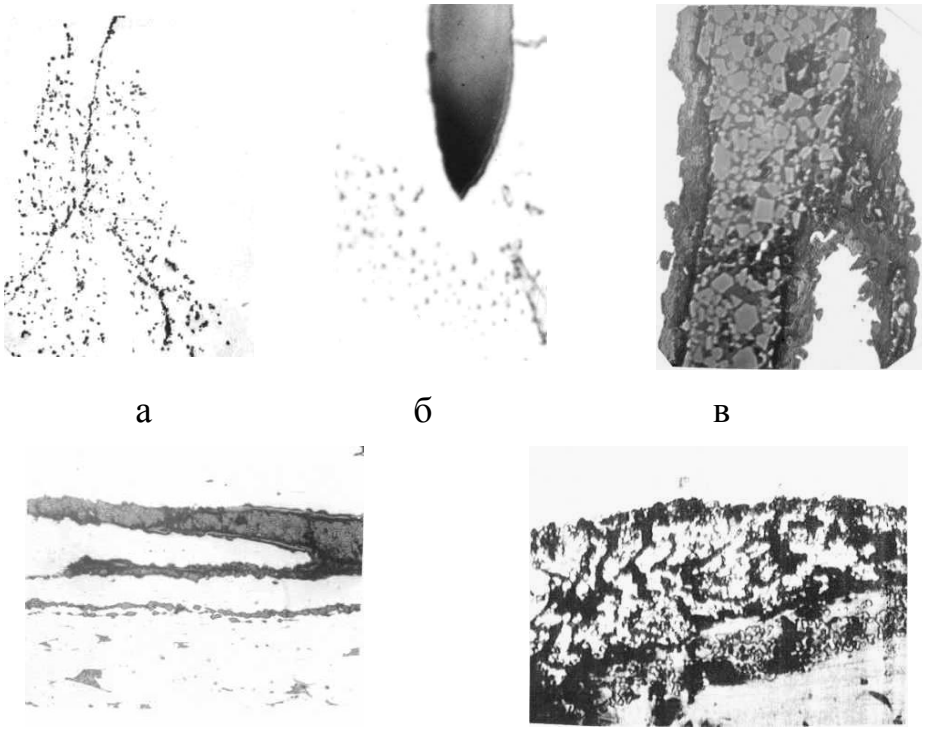
Конструирование границ включение-матрица позволит регулировать иерархию механизмов диссипации внешней тепловой энергии. Рассмотрены и оценены условия получения при высокотемпературном нагреве различных вариантов строения границ включение-матрица, а также формирования локальных композитных структур вблизи неметаллических включений, что позволит повысить трещиностойкость сталей с

неметаллическими включениями. Таким образом, разработан научный подход к повышению эффективности термической обработки, основанный на реализации потенциальных возможностей трансформации межфазных границ включение-матрица и влияния на механизм и кинетику равновесных фазовых и структурных превращений в этих границах. Высокотемпературный нагрев позволяет получить нетрадиционное структурное и фазовое состояние границ включение-матрица. Показаны возможности управления структурообразованием и целенаправленного изменения свойств границ включение-матрица и локальных участков матрицы, прилегающих к включениям благодаря изменению сопряжения решеток (адгезии) и создания локальных композитных структур различных типов.

Исследование поведения неметаллических включений при горячей прокатке после высокотемпературного отжига показало его благоприятное влияние на деформацию и перераспределение полей дисперсных включений (рис. 4.19, а), а также дисперсных «сателлитных» частиц (рис. 4.19, б). В этих зонах не выявлены дефекты типа трещин и полостей. Зона насыщения матрицы деформируется совместно с включением (рис. 4.19, в) и здесь возможны дальнейшие изменения химического и фазового состава матрицы [5, 6]. Что касается граничных фаз, то в зависимости от их химического и фазового состава и характера сцепления с матрицей наблюдали их различное поведение при совместной деформации с включением: они могут быть пластичнее включения (рис. 4.19, г) или наоборот, более хрупкими (рис. 4.19, д). По-видимому, этот вопрос требует дальнейших исследований.

Таким образом, диффузионное взаимодействие неметаллических включений и стальной матрицы в процессе высокотемпературного отжига способствует растворению и перераспределению включений, образованию «сателлитных» частиц, а также локальных микроструктурных,

субмикроструктурных и наноструктурных композитных зон, что приводит к изменению механизма образования микроразрушений вблизи включений при последующей деформации (см. гл. 2.4). Кроме того, такие композитные зоны должны повышать трещиностойкость сталей вблизи включений.



а б в

г д

Рис. 4.19. Включения после отжига и горячей прокатки стали 08Ю при температуре 1100^0С: а - в, д - х900х4, г – х900

Горячая деформация. Известно, что при высоких температурах проскальзывание вдоль межфазных границ включение-матрица вносит вклад в деформацию на границах [5, 6]. Этот вид деформации вдоль межфазных границ состоит в смещении включения и матрицы друг относительно друга вдоль границы раздела за счет осуществления деформации сдвигом вдоль самой границы. Представляет интерес исследовать процесс проскальзывания вдоль границ матрица стали –

неметаллическое включение для разных типов включений и показать его роль в трансформации этих границ [130 - 135].

Материалом для исследования проскальзывания вдоль границ включение-матрица послужили стали 08Ю, 08Т и 08Х18Н10Т, имеющие сравнительно простую матрицу при низких и высоких температурах, а также стали R7 и НБ-57. Проскальзывание вдоль границ включение-матрица непосредственно наблюдали при высокотемпературной (700…1200°С) деформации растяжением в вакууме на установке ИМАШ-5С-65 со скоростью перемещения захватов V_1 800, V_2 1680 и V_3 2000 мм/мин., когда происходит вакуумное травление, выявляющее рельеф деформации и позволяющее сравнивать ее развитие вдоль межзеренных и межфазных границ [136]. Часть образцов перед испытаниями была подвергнута высокотемпературному отжигу при температурах 1000-1450°С в течение от 5 мин до 50 ч. Предварительно на поверхности образцов изготовили шлифы, на которые наносили базы реперных точек и маркерные риски. Образцы предварительно отжигали при температуре 1200°С для осуществления роста зерен, когда растворяются дисперсные включения нитрида алюминия иди титана. В результате на шлифах были выбраны крупные для данных сталей внутризеренные включения (размерами 40…50 мкм), через которые перед деформацией проводили риски. Экспериментально проскальзывание проявляется в образовании на полированной поверхности образца характерного деформационного рельефа, а также в смещении (разрыве) рисок в процессе деформации. Измерение смещения рисок проводили с помощью оптической микроскопии, при этом точность метода составляла 0,35 мкм. Для каждого типа включений замеры при определенной температуре осуществляли у 10…15 частиц. Следует отметить, что риски быстро исчезают в результате высокотемпературного вакуумного испарения, поэтому производить замеры и фотографировать их крайне сложно. К тому же, появление

приграничного рельефа деформации сильно искажает величину смещения рисок. Определяли абсолютную величину смещения рисок, однако необходимо разработать методику определения всех компонент проскальзывания для случая включений. Кроме металлографического изучения массивных включений и электронномикроскопического исследования фольг, исследовали реплики с экстрагированными частицами включений. Реплики предварительно изучали под стереоскопическим микроскопом МБС, частицы включений удаляли иглой и помечали необходимое для исследования место.

Вклад проскальзывания вдоль границ включение-матрица в общую деформацию определяли на образце армко-железа по изменению расстояния между реперными точками. В случае межзеренного проскальзывания исследования обычно проводят на бикристаллах с кристаллографически аттестованными границами [137] или крупнозернистых поликристаллах. Для системы включение-матрица, имеющей определенные экспериментальные сложности, был взят поликристаллический образец армко-железа с размерами зерен 900 мкм, в котором были выбраны участки с внутризеренными включениями Al_2O_3 и (Mn,Fe)S размерами по 50 мкм. Исследуемые участки определенной площади на полированной поверхности образцов ограничили реперными точками на приборе ПМТ-3. Внутри участков нанесли базы реперных точек для определения общей средней степени деформации $\bar{\varepsilon}$. Кроме того, наносили пары реперных точек в разных участках структуры; внутри зерна вдали от границ и включения, на межзеренной границе и межфазной границе включение-матрица. После деформации на установке ИМАШ-5С-65 определяли относительное изменение расстояния между отпечатками в разных точках и усредняли результаты для идентичных мест [5] с применением методов математической статистики. Измерение расстояния между отпечатками проводили на микрофотографиях, снятых с одного

и того же участка во время опыта, с помощью инструментального микроскопа.

В интервале температур 25…600^{0}С в сталях при деформации развивалось внутризеренное скольжение, вблизи включений повсеместно оно локализовалось, однако признаков проскальзывания вдоль границ включение-матрица не наблюдали. При температурах 700…900^{0}С проходило проскальзывание вдоль зеренных границ в стальной матрице (слабое - при 700^{0}С и все более интенсивное при повышении температуры). Вблизи включений проскальзывание при температурах ниже 850^{0}С не обнаружено, о чем свидетельствует разрыв рисок у границы зерен и отсутствие такового вблизи включения (рис. 4.20, а). Если включение находится на границе зерен, оно затрудняет межзеренное проскальзывание, возможно хрупкое разрушение включения, причем направление трещины совпадает с границей зерен (рис. 4.20, б).

Интенсивное проскальзывание вдоль границ включение-матрица наблюдается при температурах 1000…1200^{0}С, хоты при 850…900^{0}С обнаруживали его признаки. Оно проявляется в уширении межфазных границ (рис. 4.20, в - ж), появлении рельефа деформации, аналогичного структуре межзеренных границ (рис. 4.21, а - г) и подтверждается фактом разрыва рисок вблизи включений (рис. 4.20, в, е).

Вблизи включений, как и при более низких температурах, наблюдалась локализация деформации, причем с обеих сторон от межфазной границы (рис. 4.20 ,е, ж). Деформация по обе стороны была несимметричной. Следствием увеличения локализации деформации квазивязкого характера является изгиб рисок, предшествующий их разрыву (смещению). Рельеф деформации вокруг включений появляется, как правило, по всей межфазной границе (рис. 4.20, ж). Его следует отличать от полостей, представляющих собой вязкие трещины, образующиеся вблизи включений в результате нарушения сплошности по межфазным границам. Полости вытянуты в

направлении растяжения и появляются вначале у боковой поверхности включения. Проскальзывание вдоль границ включение-матрица наблюдали как вблизи недеформируемых включений корунда (рис. 4.20, в), шпинелей (рис. 4.20, г, 4.21, в, б), нитрида и карбонитрида титана (рис. 4.20, д), так и в случае пластичных сульфидов (рис. 4.20, е, ж, 4.21, в) и силикатов (рис. 4.20, з, 4.21, г).

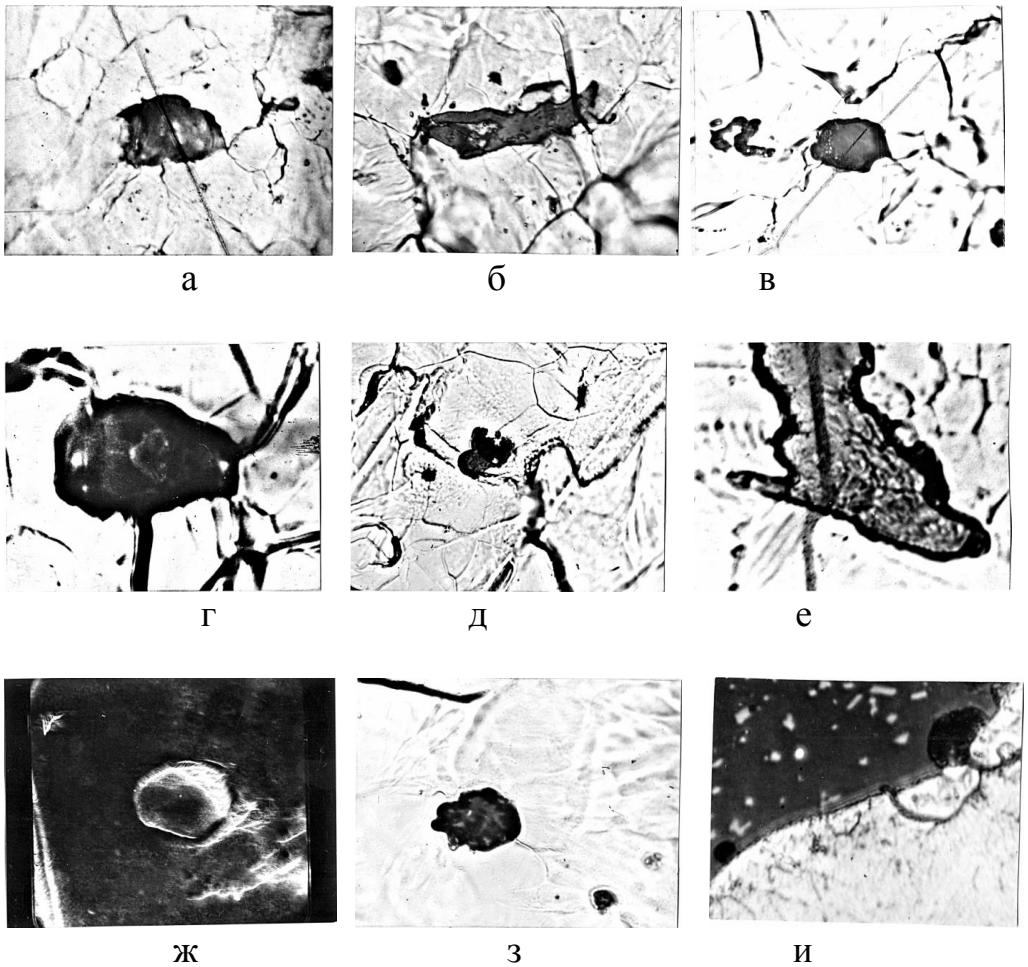


Рис. 4.20. Включения в стали 08Ю (а - г, з, и), 08Т (д) и НБ-57 (е, ж) после деформации при различных температурах,: а - $MnO \cdot Al_2O_3$, 700^0C, ε = 12 %; б - $MnO \cdot SiO_2$ 700^0C, ε = 18%; в, е - $MnO \cdot Al_2O_3$, 1100^0C, ε = 12 %; г - Al_2O_3, 1100^0C, ε = 20 %; д – TiCN, 1100^0C, ε = 32 %; е, ж - FeO-(Fe, Mn)S, 1100^0C, ε = 15 %; з, и - $MnO \cdot SiO_2$, 1100^0C, ε = 34 %; х 900

Величины смещения рисок для разных типов включений и температур приведены в табл. 4.11. Признаки проскальзывания по межфазным границам появляются на самых ранних этапах деформации и усиливаются с увеличением степени деформации при всех исследованных температурах. Поскольку низкоуглеродистые стали обладают запасом пластичности, проскальзывание по границам включение-матрица для случаев недеформируемых включений наблюдали в широком интервале степеней деформации, зависящем от температуры: при 1000^0С - до 25%, 1100^0С - до 40%, 1200^0С - до 45%. Эти степени деформации оказываются критическими, поскольку при их достижении исчерпывается запас пластичности межфазных границ и появляются полости вблизи включений корунда и шпинелей, а включения нитрида и карбинитрида разрушаются сами (см. гл. 2.3 и 2.6).

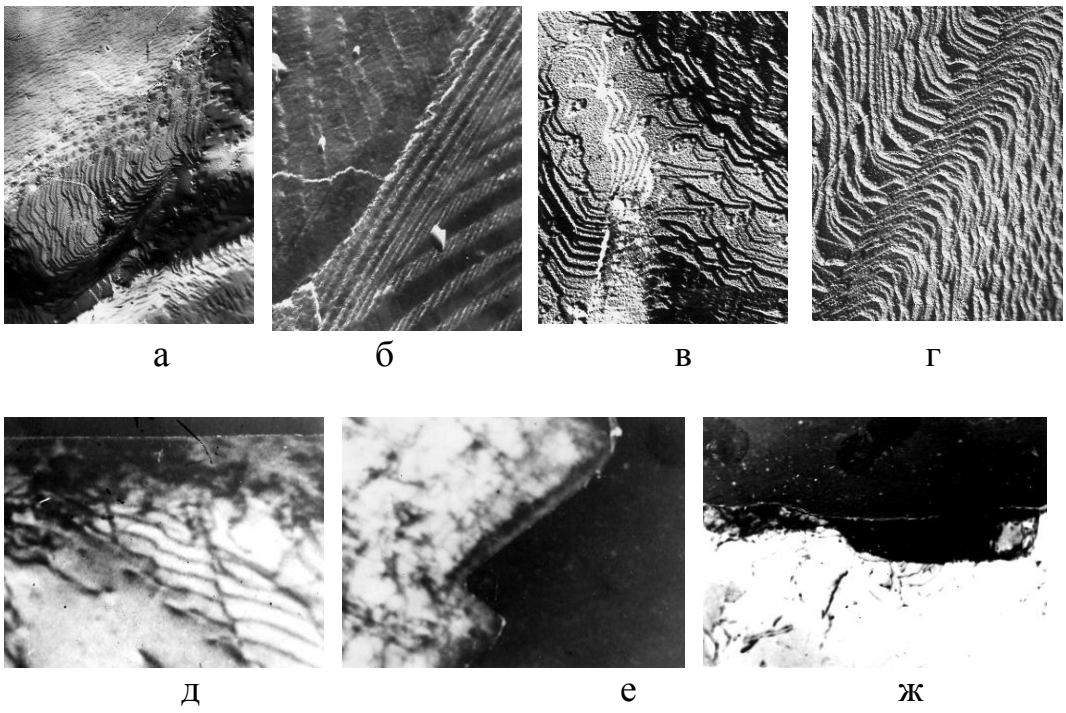


Рис. 4.21. Структура границ включение-матрица после высокотемпературной деформации и в исходном состоянии (д): а - г – х 30000; д - ж – х 50000

Пластичность сульфидов и силикатов зависит от температуры деформации. Сульфиды (Mn,Fe)S в стали 08Ю и FeO-(Fe,Mn)S в стали НБ-57 являются легкоплавкими включениями. Они деформируются совместно с матрицей до температуры 1050…1120^{0}С, при достижении которой происходит их плавление, что приводит к резкому изменению характера межфазных границ жидкое включение – твердая матрица. Слабые признаки проскальзывания в случае сульфидов наблюдали при температурах 850…900^{0}С, активно этот процесс проходил при 1000…1120^{0}С (рис. 4.20, е, ж). При более высоких температурах мы имеем дело с полостями, заполненными расплавом. Силикаты $MnO \cdot SiO_2$ пластичны при температурах выше 900^{0}С, когда, собственно, и наблюдается описываемое явление. При более низких температурах силикаты пластически не деформируются [5 - 7].

Таблица 4.11.

Величина смещения рисок Δ, мкм для разных типов включений и сталей.

Включение (сталь); t,^{0}С	Al_2O_3 (08Ю)	TiCN (08Т)	(Fe,Mn)S (НБ-57)	$MnO \cdot SiO_2$ (НБ-57)
1000	8	7	12	8
1100	10	9	18	17
1200	15	14	-	-

Приведенные измерения величины смещения Δ в зависимости от времени при проскальзывании по межфазным границам показали, что по аналогии с зернограничным проскальзыванием, исследуемое явление имеет инкубационный период и происходит после достижения порогового напряжения (рис. 4.22). Плавные кривые получены путем усреднения нескольких величин смещений вдоль межфазной границы при фиксированном времени выдержки под нагрузкой. Для недеформируемых включений Al_2O_3 и TiCN величина

инкубационного периода больше, чем для пластичных включений (Fe, Mn)S и $MnO \cdot SiO_2$, что обусловлено разной степенью пластичности двухфазных систем матрица - пластичное включение и матрица - недеформируемое включение. Для разных типов включений наблюдается и различная скорость проскальзывания, которая значительно быстрее протекает в случаях пластичных включений. По-видимому, внутризеренная деформация оказывает мощное стимулирующее воздействие на проскальзывание и более высокая его скорость в случаях пластичных включений может быть объяснена протеканием внутризеренной деформации по обе стороны от границы.

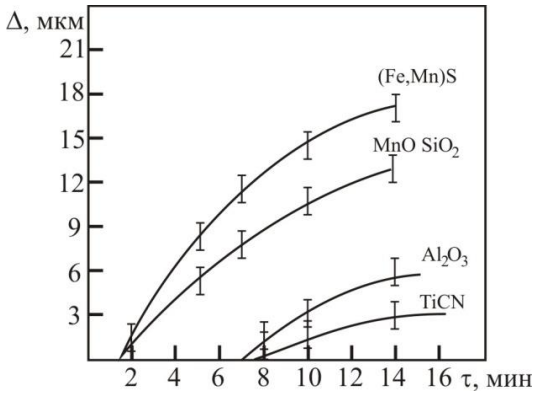
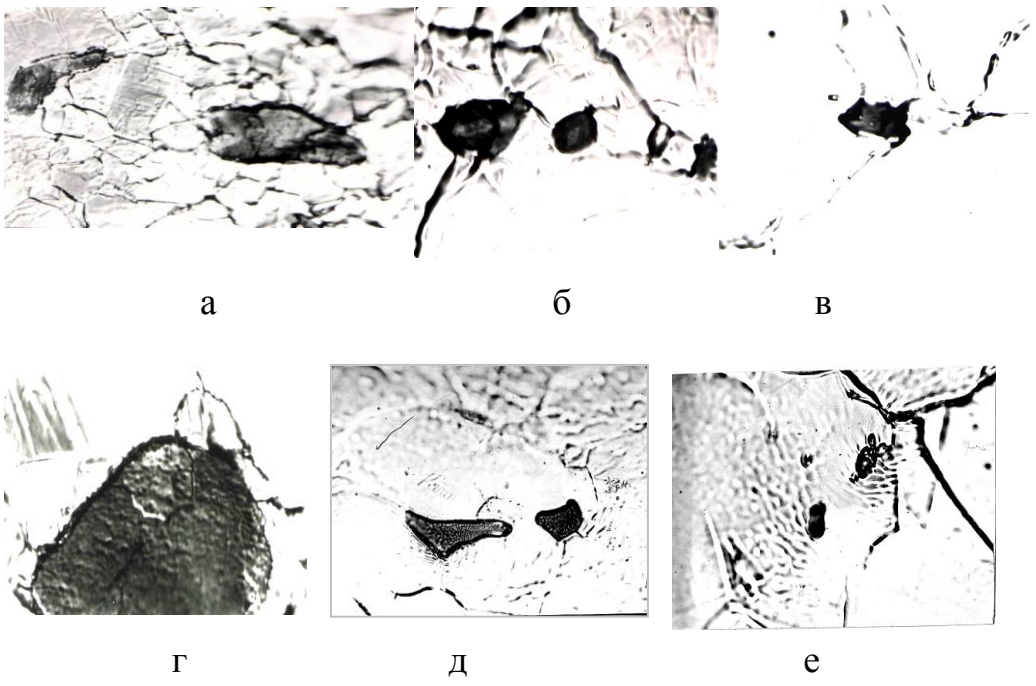


Рис. 4.22. Кривые смещение-время для проскальзывания по межфазным границам при температуре 1000^0C, скорости деформации 1680 мм/мин для включений размером 30 мкм

Расширение круга исследованных сталей по сравнению с работой [5] позволило заключить, что признаки проскальзывания по межфазным границам включение-матрица проявляются независимо от типа металлической матрицы и включения при всех исследованных температурах (рис. 4.23). Следует обратить внимание на признаки проскальзывания по зеренным границам в сульфидном включении, а также следы внутризеренного скольжения, выявленные при больших

увеличениях (рис. 4.23, а). Проскальзывание по границам включение-матрица для случаев недеформируемых включений корунда и шпинелей в колесной и рельсовой сталях наблюдали в широком интервале степеней деформации, зависящем от температуры: при 1000^0С - до 20%, 1100^0С – до 36%, 1200^0С - до 40%. Эти степени деформации являются критическими, поскольку при их достижении исчерпывается запас пластичности межфазных границ и появляются полости вблизи включений.



а б в

г д е

Рис. 4.23. Включения в колесной (а-д) и рельсовой стали (е) после деформации при различных температурах,: а - (Fe, Mn)S, 1000^0С, $\bar{\varepsilon}$ = 8 %; б - Al_2O_3, 1100^0С, $\bar{\varepsilon}$ = 12%; в - $MnO \cdot Al_2O_3$, 1100^0С, $\bar{\varepsilon}$ = 12 %; г - (Fe, Mn)S, 1100^0С, $\bar{\varepsilon}$ = 18 %; д – Fe S -(Fe, Mn)S, 1000^0С, $\bar{\varepsilon}$ = 20 %; е - Fe S -(Fe, Mn)S, 1000^0С, $\bar{\varepsilon}$ = 10%; а – х900х5, ост. - х 900

Поведение пластичных сульфидов и силикатов зависит от

температуры деформации. Сульфиды и сульфидные эвтектики в этих сталях являются легкоплавкими включениями. Они деформируются совместно с матрицей до температуры их плавления 1050…1120^{0}С [5, 6]. Силикаты $MnO \cdot SiO_2$ слабо пластичны при температурах выше 600^{0}С, но при 900^{0}С и выше их пластичность возрастает, когда, собственно, и наблюдается описываемое явление

Определены величины смещения рисок Δ при разных температурах и скоростях деформирования (табл. 4.12). Анализ результатов показал, что при устойчивом усиливающем влиянии температуры на процесс проскальзывания вдоль границ включение-матрица проявляется влияние скорости деформирования на изучаемое явление. Для всех температур деформации как для недеформируемых, так и для пластичных включений, обнаруживается максимум смещения рисок при изменении скорости деформирования. По-видимому, вначале увеличение скорости деформирования от V_1 до V_2 приводит к интенсификации движения дефектов (межфазных дислокаций и вакансий) в границах включение-матрица. При этом вакансии способствуют увеличению скорости движения межфазных дислокаций за счет процесса переползания последних. Увеличение скорости деформирования до V_3 способствует снижению интенсивности процесса проскальзывания. Это означает, что не успевает проходить динамическое восстановление структуры границ включение-матрица, накапливающих в процессе деформации большое количество межфазных дефектов. Таким образом, проявляется деформационное упрочнение границ включение-матрица.

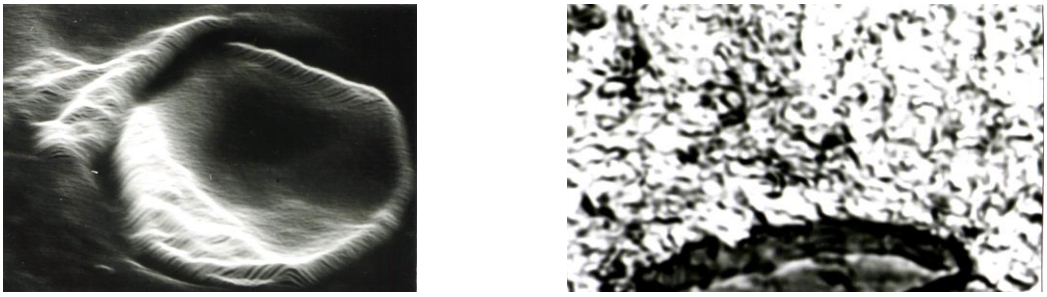
Таблица 4.12.

Величина смещения рисок Δ, мкм для разных типов включений и сталей при скоростях перемещения захватов соответственно 800 (V_1), 1680 (V_2) и 2000 (V_3) мм/мин и для эвтектических включений при V_2

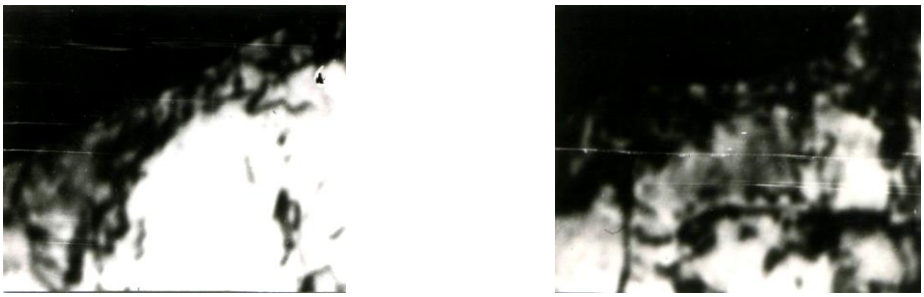
Включение в стали; t,^{0}C	Al_2O_3, $MnO{\cdot}Al_2O_3$ (60Г) V_1 V_2 V_3	(Fe, Mn)S (60Г) V_1 V_2 V_3	FeS-(Fe,Mn)S (НБ-57) V_1 V_2 V_3	$MnO{\cdot}SiO_2$ (60Г, НБ-57) V_1 V_2 V_3
1000	6, 8, 6	9, 12, 11	12, 17, 15	7, 8, 8
1100	7, 10, 8	11 16, 14	13, 18, 16	14, 17, 16
1200	9, 15, 11	14, 20, 16	Оплавл.	16, 21, 17
Включения в стали t, °C	$MgO.Al_2O_3$-$2MgO.Al_2O_3$ (08Ю), V_2	TiN-TiCN (08Т), V_2	FeS-(Fe,Mn)S (НБ-57), V_2	FeO-SiO_2-$MnO{\cdot}SiO_2$ (НБ-57), V_2
1000	8 … 9	7 … 9	12 … 14	8 … 9
1100	10 … 11	9 … 11	18 … 20	17 … 20
1200	15 … 17	14 … 16	Оплавл.	20 … 24

Очевидно, что проскальзывание вдоль границ включение-матрица сопровождается упрочнением границ и приграничных зон в результате накопления дислокаций (собственных и внесенных), а также динамическим возвратом, включающим перестройки дислокаций и их аннигиляцию. Возврат в межфазных границах может быть связан с поглощением либо решеточных дислокаций, либо релаксационными процессами, обусловленными высокой плотностью межфазных и решеточных дислокаций.

Для разных типов включений наблюдается и различная скорость проскальзывания, которая значительно быстрее протекает в случаях пластичных включений. По-видимому, деформация матрицы и включения оказывает мощное стимулирующее воздействие на проскальзывание и более высокая его скорость в случаях пластичных включений может быть объяснена протеканием деформации по обе стороны от границы (рис. 4.24 а, б).



а б



в г

Рис. 4.24. Структура пластичных сульфидных включений (а, б) и повышенная плотность дислокаций в стальной матрице (в,г) вблизи межфазных границ включение-матрица: а – сталь НБ-57, 1100 ^{0} С, х900х5; б - сталь 60Г, 1000^{0}С, х900; в, г - сталь 08Ю, 1000^{0}С, х50000

Инкубационный период и скорость проскальзывания несомненно зависят от структуры и кристалло-химических параметров границы включение-матрица, а также от угла разориентировки решеток матрицы и включения. Вблизи поверхности раздела включение-матрица наблюдается стесненность пластической деформации, причем степень стесненности варьируется в зависимости от уровней пластичности включения и матрицы, что сказывается на действии механизмов пластической деформации. Температура деформации влияет на процессы, происходящие на межзеренных границах включение-матрица. При низких температурах границы включение-матрица выполняют, в основном, функцию

торможения решеточных дислокаций и способствуют упрочнению стали, при высоких температурах вследствие развития проскальзывания и динамического возврата они способствуют разупрочнению стали. Пластичность межфазных границ зависит не только от температуры, но и от энергетических и адгезионных свойств (когезионной прочности) границ включение-матрица. При высокотемпературной деформации ослабление когезивной прочности межфазных границ приводит к интенсификации проскальзывания.

Как было показано в работе [5], процесс проскальзывания по межфазным границам включение-матрица можно рассматривать на основе представлений, развитых в работах Кинга, Чалмерса, Коулинга, Робертса, Интратера, Мэчвина, Джифкинса, Стьюдента, Кайбышева и Валиева [32], где предлагались модели зернограничного проскальзывания, основанные на предположении о неоднородности и локальности граничных процессов. Для исследования проскальзывания на границах включение-матрица хорошо было бы знать величины упругих модулей этих границ, характеризующие их жесткость. Однако, таких данных нет. Теоретическая прочность на сдвиг границ включение-матрица характеризуется напряжением проскальзывания $\sigma_{пр.}$, рассчитанным как сила, отнесенная к единице площади межфазной границы. Это величина должна быть гораздо больше экспериментального значения $\sigma_{пр.}$, так как проскальзывание осуществляется путем движения межфазных дислокаций. На проскальзывание в большей степени влияют напряжения не в действующих системах скольжения вблизи включений, а действующие в плоскости залегания границы раздела.

Механизмом межфазного проскальзывания является движение собственных дислокаций границ включение-матрица (см. рис. 4.21, д) – собственное проскальзывание или внесенных дислокаций, причем последние могут генерироваться источником в самой границе или являться внутризеренными

дислокациями, захваченными границей и продиссоциировавшими на граничные – наведенное проскальзывание. Активизация проскальзывания может происходить благодаря наличию нескомпенсированных потоков вакансий и примесей на границах включение-матрица. Скорость проскальзывания $\zeta_{\text{пр}}$ лимитируется неконсервативным движением межфазных дислокаций:

$$\xi_{пр.} = C\frac{\sigma_{внеш.} \cdot V}{kT} \cdot \frac{Д_{мф}}{Д_{в}}; \qquad (4.5)$$

где C - коэффициент, связанный с геометрией границы, $\sigma_{внеш.}$ - приложенное напряжение; V - атомный объем; $Д_{мф}$ - коэффициент диффузии вдоль границы; $Д_{в}$ - размер включения.

Характерной особенностью проскальзывания по границам включение-матрица является его тесная взаимосвязь с внутризеренной деформацией и миграцией межфазных границ. При высоких температурах испытания роль множественного скольжения вблизи включений снижается, определяющими становятся механизмы одиночного скольжения с поворотом элементов структуры прилегающих областей и проскальзывания по межфазным границам включение-матрица, способствующего сильной локализации поворотных актов. Известно, что при повышенных температурах структура межфазных границ (как и межзеренных) не имеет дальнего порядка в расположении атомов, поэтому нельзя корректно ввести представление о периодическом сдвиге путем движения межфазных дислокаций, хотя он может осуществляться только путем движения собственных дефектов границ включение-матрица. Граничные дислокации скользят в плоскости межфазной границы, когда под действием внешнего напряжения $\tau_{Д.}$ будет достигнуто напряжение старта межфазных дислокаций σ_c, превышающее сопротивление граничному сдвигу σ_ℓ. Движение каждой межфазной дислокации приводит к смещению включения и матрицы друг относительно друга на вектор Бюргерса этой

дислокации $в_{мф}$. В этом случае при наличии n дислокаций в границе полное смещение Δ пропорционально их количеству

$$\Delta = n \cdot в_{мф} \qquad (4.6)$$

При полном прохождении дислокаций в плоскости межфазной границы через всю границу в случае сферического включения деформация ε определяется из выражения

$$\varepsilon = n \cdot в_{мф} / \pi Д_{в}; \qquad (4.7)$$

где $Д_{в}$ - размер включения.

Такое беспрепятственное движение межфазных дислокаций вдоль межфазной границы включение-матрица представляется маловероятным, поскольку на пути их движения находятся другие дислокации, ступеньки и т.д. Собственное проскальзывание, по-видимому, является локальным и не получает большого развития. Наведенное проскальзывание при генерировании межфазных граничных дислокаций источниками возможно при достижении на границе под действием внешнего напряжения $\sigma_{внеш.}$ критического сдвигающего напряжения $\tau_{кр.}$. Поведение собственных граничных дислокаций описано выше. Наведенное проскальзывание с помощью захваченных решеточных дислокаций заслуживает особого внимания. Захваченные границами решеточные дислокации при повышенных температурах становятся неустойчивыми, их ядра делокализуются за время $\tau_{Д}$, создавая при этом пластические несовместности в виде континуально распределенных в границе сдвигов и поворотов [138]. Накопление нормальных компонент ($\Delta в_{n}$) делокализованных ядер дислокаций приводит к дополнительному развороту границы, а движение по границе тангенциальных компонент ($\Delta в_{t}$) вызывает проскальзывание.

При делокализации ядер захваченных дислокаций атомная структура межфазной границы непрерывно перестраивается в течение времени $\tau_{Д}$ и оказывается в структурно-неустойчивом сильно возбужденном состоянии. Это приводит к ускорению

диффузионных процессов в границе на участке делокализации $\ell_Д$ и снижению сопротивления граничному сдвигу $\sigma_Д$, тогда как на остальной части границы изменения не наступили. Локальный сдвиг вдоль "возбужденного" участка в поле внешних напряжений $\sigma_{внеш}$ приводит к концентрации напряжений на краях этого участка $\sigma_{внут}$ и если последние превышают величину порогового напряжения проскальзывания, то вблизи "возбужденного" участка по невозбужденной части границы размера $\ell_н$ пройдет пластический сдвиг. Если в зерне действуют независимые от включения источники решеточных дислокаций, осуществляющие деформацию со скоростью ξ, падающий на межфазную границу поток решеточных дислокаций $I_Д = \psi \cdot \xi / \bar{в}_р$ (ψ - геометрический коэффициент) приводит к появлению в ней сильно возбужденных участков, плотность которых $\rho_в$ равна

$$\rho_в = \psi \cdot \xi \cdot \tau_Д / \bar{в}_р \qquad (4.8)$$

Если скорости деформации невысоки, плотность этих участков мала и они не перекрываются. Осуществляются локальные сдвиги по сильно возбужденным участкам границы включение-матрица. При увеличении внешнего напряжения (или скорости деформации) зоны пластических сдвигов перекрываются и происходит проскальзывание включения и матрицы как целого вдоль границы. Это происходит при выполнении условия $\rho_в^{-1} \le \ell_Д + \ell_н$. С учетом выражения (4.30) это условие можно записать в виде

$$\xi \ge в_р / \psi(\ell_Д + \ell_н) \cdot \tau_Д \qquad (4.9)$$

Увеличение внешнего напряжения и (или) скорости деформации до величины $\xi \ge в_р / \psi \cdot \ell_Д \cdot \tau_Д$ приведет к тому, что произойдет слияние сильно возбужденных участков границы, и это вызовет увеличение скорости проскальзывания. При больших внешних напряжениях, скорости деформации и высокой плотности решеточных дислокаций в зерне вся граница

может сразу же перейти в сильно возбужденное состояние и проскальзывание будет проходить с высокой скоростью. Напряжения $\sigma_{внут}$, возникающие на концах сильно возбужденного участка могут релаксировать не только путем сдвига вдоль границы включение-матрица, но и путем сдвига в зерно в результате испускания решеточных дислокаций (см. рис. 4.21, д, е), т.е. в результате аккомодационной зеренной деформации со скоростью $\xi_{ак}$, если величина $\sigma_{внут}$ превысит $\sigma_{исп}$- (напряжение испускания решеточных дислокаций с границы). Испускание аккомодационной дислокации приведет к появлению межфазной дислокации ориентационного несоответствия [139], ядро которой делокализуется в границе и через время $\tau_{Д}$ снова возникает участок сильно возбужденного состояния. Проскальзывание возможно при условии $\xi_{ак} \geq в_{р} / \psi(\ell_{Д} + \ell_{н}) \cdot \tau_{Д}$.

Таким образом, плотность сильно возбужденных участков в межфазной границе возрастает и при захвате, и при испускании решеточных дислокаций. Максимальная величина плотности сильно возбужденных участков $\rho_{в} = (\ell_{Д} + \ell_{н})^{-1}$, при этом происходит собственное проскальзывание по истечении времени

$$\tau = \frac{\ell}{\ell_{Д}} \cdot \tau_{Д} = \tau_{Д} / \rho_{о} \cdot \ell_{Д}, \qquad (4.10)$$

где $\ell = \rho_{о}^{-1}$- расстояние между дислокациями в межфазной границе в начальный момент времени. В случае одной дислокации $\ell = Д_{в}$, где $Д_{в}$- размер включения.

Таким образом, механизмом межфазного проскальзывания является движение собственных дислокаций границ включение-матрица или внесенных дислокаций, которые при повышенных температурах становятся неустойчивами и делокализуются, создавая пластические несовместности, приводящие к движению дислокаций вдоль границ включение-матрица. При делокализации ядер дислокаций и их движении атомная структура границ включение-матрица непрерывно перестраивается и оказывается в структурно-неустойчивом

состоянии, что приводит к снижению сопротивления граничному сдвигу [5].

Если установлена ведущая роль движущихся дислокаций в межфазных границах включение-матрица [5, 6], то следует уточнить ряд процессов, связанных с движением межфазных дефектов при проскальзывании. Проскальзывание вдоль границ включение-матрица – это динамическое контактное взаимодействие неметаллических включений и стальной матрицы в процессе их совместной деформации. Динамический контакт этих фаз можно объяснить, используя модель конфигурационной локализации валентных электронов, предложенную в работе [117]. Согласно этой теории, между неметаллическим включением и матрицей через межфазную границу происходит обмен электронами, поскольку включение является донором электронов, а стальная матрица – акцептором электронов. На межфазной границе сосредоточены атомы включения и матрицы с наиболее нарушенными электронными конфигурациями и пониженным статистическим весом атомных стабильных конфигураций. Межфазные дислокации, дефекты упаковки (расщепленные дислокации), которые присутствуют в структуре границы включение-матрица, рассеивают электроны, движущиеся через границу от включения к матрице, за счет упругих и электростатических искажений и это влияет на электронную зонную структуру границы включение-матрица.

Электростатические искажения связаны с тем, что межфазные дислокации, вакансии, примесные атомы являются электронными дефектами, поскольку поля их напряжений создают локальные нарушения распределения зарядов, вызывая неоднородности в распределении электронной плотности [118]. Известно, что дислокации обладают электрическим зарядом, что оказывает влияние на взаимодействие между ними. В межфазной границе образуются группировки дефектов, создающих разные по знаку и величине электрические поля и это способствует перераспределению самих дефектов. Таким

образом, движение межфазных дислокаций в границах включение-матрица в процессе проскальзывания имеет еще и внутренне электростимулированную природу.

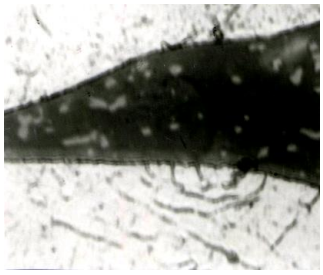
Перераспределение дислокаций (заряженных дефектов) в границе включение-матрица приводит, в свою очередь, к возникновению электрических полей. Это связано с тем, что сдвиг межфазной дислокации в пределах границы включение-матрица приводит к рассеиванию электронов проводимости и искажает форму поверхности Ферми электронов, движущихся от включения (донора) к матрице (акцептору). Переползание межфазной дислокации в процессе проскальзывания, обусловленное взаимодействием ее с вакансиями, также являющимися электростатическими дефектами, вызывает эффект изменения плотности заряда в результате объемных искажений, что способствует возникновению электросопротивления, вносимого дислокацией. В результате движения межфазных дислокаций объемная концентрация свободных электронов имеет отклонения в плотности и возникают локальные нарушения электрической нейтральности межфазной границы: в «уплотненных» участках границы должен быть недостаток электронов и это приводит к появлению положительного заряда, а в областях разрежения должен быть избыток электронов и это приводит к появлению отрицательного заряда. Таким образом, перераспределение зарядов вдоль дислокаций сходно с «линейным диполем».

Очевидно, что движение межфазных дислокаций в процессе проскальзывания происходит в сложной среде электростатического взаимодействия фаз (включения и матрицы) и межфазных дефектов, находящихся в границе включение-матрица. Непрерывные изменения зарядовой плотности электронов в изучаемых границах, по-видимому, служат стимулирующим фактором проскальзывания, поскольку нарушают локальные равновесия в системе межфазной границы включение-матрица и являются стимулом для перемещения

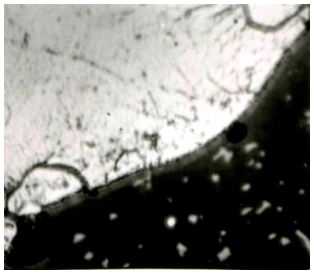
межфазных дислокаций в пределах этой границы. Таким образом, проскальзывание вдоль границ включение-матрица является электростимулированным динамическим дислокационным процессом.

В ходе проскальзывания и испускания аккомодационных решеточных дислокаций вблизи включения может появиться дефектный слой с повышенной плотностью дислокаций (см. рис. 4.24, в, г). Это должно приводить к снижению скорости проскальзывания, поскольку дальнодействующие поля напряжений дефектного слоя будут препятствовать испусканию аккомодационных дислокаций. При высоких скоростях деформации граница включение-матрица может не успевать "усваивать" попадающие на нее дислокации, в результате вблизи включения также возникает дефектный слой, способствующий уменьшению скорости проскальзывания. Однако в самой системе межфазных дислокаций происходят сложные динамические процессы. Проскальзывание сопровождается непрерывными перестройками в системе межфазных дислокаций. Это диктуется не только рассмотренными выше процессами электростатического взаимодействия дефектов, но и геометрическими условиями, когда дислокации стремятся перераспределиться таким образом, чтобы области с напряжениями разных знаков распределились упорядоченно. Такие динамические перестройки дефектной структуры границы включение-матрица связаны с кооперативным механизмом групповых атомных переходов, результатом которых является обнаруженное ранее явление динамического расщепления этих границ [5, 6]. Однако динамическое расщепление границ включение-матрица не было увязано с процессом проскальзывания. На рис. 4.25, а - в показаны случаи динамического расщепления границ включение-матрица непосредственно в зонах проскальзывания, где видны участки расслоения границ включение-матрица, обусловленные образованием в этих границах в процессе проскальзывания

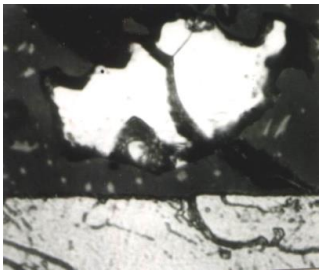
граничных прослоек с меньшей энергией и упорядоченным расположением межфазных дислокаций (рис. 4.25, г). По-видимому, проявляется стимулирующее действие проскальзывания, облегчающего перераспределение дислокаций в межфазных границах как процесса самоорганизации в системе межфазных дефектов в условиях их внутренне электростимулированного динамического взаимодействия. В процессе динамического расщепления возможно расслоение исходной границы включение-матрица на межфазную с меньшей энергией и мало-, средне- (рис. 4.25,а,б) и большеугловые зеренные границы (рис. 4.25, в).



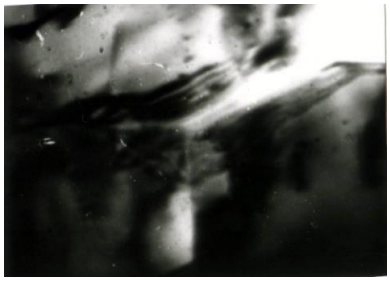
а



б



в



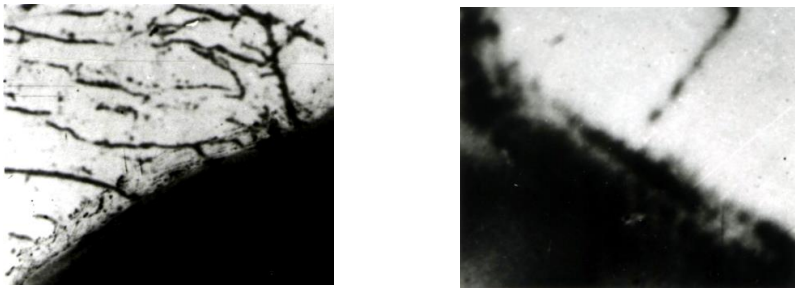
г

Рис. 4.25. Динамическое расщепление границ включение-матрица в зонах проскальзывания в стали 08Ю; а - в -х1000, г – х60000

Очевидно, тип отщепленной зеренной границы обусловлен степенью дефектности межфазной границы включение-матрица и уровнем высвобождаемой граничной энергии при динамическом расщеплении.

Динамическое расщепление границ включение-матрица может стимулироваться и скоплением в этих границах примесей (рис. 4.26, а), характер распределения которых в адсорбированном слое может быть неупорядоченным до

проскальзывания. Известно [118], что наличие на границах дефектов упаковки [1], являющихся растянутыми межфазными дислокациями, способствует химическому взаимодействию атомов примесей, что способствует повышению растворимости примесей в границах включение-матрица. Образование в условиях высоких температур примесных атмосфер на межфазных дислокациях, сопровождающееся химическим и электростимулированным взаимодействием, приводит при упорядоченном перемещении дислокаций к формированию в пределах межфазной границы в результате фракционирования примесей адсорбированных слоев (рис. 4.26, б), структура которых может не отвечать условиям хорошего сопряжения.



а б

Рис. 4.26. Фракционирование примесей на границах включение-матрица при горячей деформации; а – х900, б – х60000

В процессе проскальзывания взаимодействие межфазных дислокаций приводит к образованию в границах невязки, обусловленной изменением длины и направления вектора Бюргерса. Кроме того, возможно фасетирование границы раздела с пластичным включением (см. рис. 4.21, е, 2.39, 4.27), связанное с появлением в стыках фасеток межфазных частичных дислокаций. Фасетки имеют две различные ориентации и различные векторы жесткой трансляции $\bar{R}$ и $\bar{R}'$, которым соответствуют разные межфазные дислокации. При их встрече в

стыке фасеток возможна реакция с образованием стыковых дислокаций ориентационного несоответствия с вектором $\Delta\bar{в} = в_1 - в_2 = \bar{R} - \bar{R}'$. На противоположных концах фасеток будут располагаться дислокации разного знака. Таким образом, проскальзывание может переориентировать исходную границу включение-матрица, разбив более "рыхлоупакованную" границу на фасетки плотноупакованных участков. При фасетировании граница включение-матрица вследствие релаксационных процессов испускает решеточные дислокации (см. рис. 4.21, ж), плотность которых зависит от угла переориентации границы $\rho_\perp \approx в^{-1} t_Д \cdot \varphi$ [33]. Фасетирование обеспечивает минимум энергии границы включение-матрица. Выигрыш в энергии может быть связан с внутренне электростимулированным взаимодействием межфазных дислокаций, изменением (уменьшением) плотности межфазных дефектов, а также изменением состояния границы включение-матрица. Однако минимизация энергии возможна и при жесткой трансляции включения и матрицы друг относительно друга вдоль границы раздела при пластической деформации.

О стремлении проскальзывающей границы включение-матрица снизить свою энергию свидетельствуют многочисленные случаи динамического расщепления этой границы (см. рис. 4.20, и, 4.25). Это свидетельствует о формировании участков границы с более низкой энергией по механизму пластической релаксации, что возможно и в результате сдвигового сопряжения решеток включения и стальной матрицы. По-видимому, границы общего типа становятся специальными, ступеньчатыми. Совершенно очевидно, что генерирование и движение межфазных дислокаций, их внутренне электростимулированное взаимодействие, а также дислокационные реакции, связанные с испусканием и поглощением решеточных дислокаций, способствуют непрерывному изменению структурного и

энергетического состояния, а значит и степени неравновесности границ включение-матрица в процессе проскальзывания. Выигрыш в энергии может быть связан с изменением (уменьшением) плотности дефектов в системе, а также изменением состояния (структуры) границы включение-матрица.

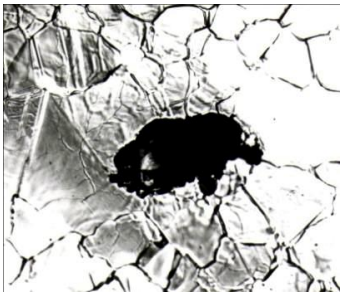


Рис. 4.27. Фасетирование границы включение-матрица после проскальзывания (а – х900; б – х60000)

Проскальзывание вдоль границ включение-матрица взаимодействует с таким же процессом, развивающимся в зеренных границах (см. рис. 4.20, г). При совместном проскальзывании образуются стыковые граничные дислокации, являющиеся дислокациями ориентационного несоответствия с вектором Бюргерса $\bar{в} = \bar{в}_1 + \bar{в}_2$, где $\bar{в}_1$ и $\bar{в}_2$ - соответственно принадлежат дислокациям в межфазной и зеренной границах. Стыковые дислокации не могут скользить ни в границу включение-матрица, ни в зеренную границу. Проскальзывание может сопровождаться миграцией межфазной границы, влияние которой носит либо аккомодационный, как сказано выше, либо тормозящий характер, поскольку образуются неровности на границе раздела. Как правило, в случае недеформируемых включений не происходила миграция, либо наблюдали локальные изгибы участков границы раздела. Для пластичных включений характерна довольно развитая миграция границы, сопровождающая проскальзывание (рис. 4.20,з). Движущую

силу миграции можно представить как давление, оказываемое на границу раздела со стороны включения или матрицы как фазы с меньшей плотностью энергии

$$\Delta F = V\Delta P \qquad (4.11)$$

где V - атомный объем, ΔP - перепад давлений, создаваемый благодаря разности капиллярных давлений по обе стороны границы включение-матрица:

$$\Delta P = \gamma_{в-м}(\frac{1}{R_в} + \frac{1}{R_м}); \qquad (4.12)$$

где $\gamma_{в-м}$ - поверхностное натяжение; $R_в$ и $R_м$ - главные радиусы кривизны межфазной границы.

Следует отметить особенности миграции границы включение-матрица. Границы зерен способны мигрировать на большие расстояния при росте зерен и механизмом этого процесса является переход атомов от одного зерна к другому через границу. Миграция границы включение-матрица имеет локальный характер и связана с изменением формы включения при совместной деформации с матрицей. Этот процесс представляет собой искривление границы раздела в том числе и в направлении движения к центру своей кривизны, в результате движения межфазных дислокаций и развития приграничной деформации с обеих (или с одной) сторон. Движение границы включение-матрица можно рассматривать как вязкое и скорость миграции:

$$V_{миг.} \approx m \cdot \partial W / \partial \ell; \qquad (4.13)$$

где m - подвижность границы; ∂W - изменение свободной энергии системы при перемещении границы включение-матрица на расстояние $\partial \ell$.

Искривление границы включение-матрица при миграции, а также фасетирование замедляют процесс проскальзывания. Проскальзывание вдоль границ включение-матрица при высоких температурах сопровождается упрочнением границ и приграничных зон в результате накопления дислокаций (собственных и внесенных), а также динамическим возвратом,

включающим перестройки дислокаций и их аннигиляцию. Возврат в межфазных границах может быть связан с поглощением или решеточных дислокаций или релаксационными процессами, обусловленными высокой плотностью межфазных и решеточных дислокаций. Генерирование и движение межфазных дислокаций, а также дислокационные реакции, связанные с испусканием и поглощением решеточных дислокаций, способствуют непрерывному изменению структурного и энергетического состояния, а значит и степени неравновесности границ включение-матрица в процессе проскальзывания. Это может приводить к структурным перестройкам межфазных границ путем перераспределения граничных дефектов. Характер этих перестроек зависит от условий их реализации.

Проскальзывание по межфазным границам тем сильнее, чем выше температура и степень деформации. Включения и матрица стали деформируются в разной степени, причем разница уровней их деформации растет при увеличении степени деформации. Различие в пластичности включений и матрицы неодинаково в разных сталях и даже в одной стали, так как включения одного типа могут отличаться по составу. Поскольку в сталях присутствуют включения различного состава, а значит, существуют межфазные границы разных типов, это оказывает влияние на закономерности проскальзывания.

В работах [5 - 7, 140 - 144] установлено, что проскальзывание по границам включение-матрица является самостоятельным микромеханизмом пластической деформации при высоких температурах, оценен его вклад в развитие деформации стали. Примененный метод реперных точек позволил получить приближенные и относительные результаты. Тем не менее, он дал возможность оценить вклад проскальзывания по межфазным границам включение-матрица в общую деформацию стали. Изучено влияние скорости

деформирования на вклад проскадьзывания вдоль границ включение-матрица в общую деформацию (табл. 4.13).

Таблица 4.13.

Вклад разных механизмов деформации армко-железа для разных типов включений (1100^0C) при разных скоростях перемещения захватов соответственно 800 (V_1), 1680 (V_2) и 2000 (V_3) мм/мин: 1 – внутризеренная, 2 – межзеренная, 3 - по границам включение-матрица

Общая деформация, %	Скорость деформации, мм/мин	Включение	Доля механизмов деформации, %, при разных скоростях деформирования		
			1	2	3
4,2	800	Al_2O_3	78,2	10,5	11,3
	1680		80,0	11,3	8,7
	2000		80,9	11,0	8,1
8,4	800		83,0	10,0	7,0
	1680		82,8	9,8	7,4
	2000		79,3	9,1	11,6
12,8	800		82,6	8,0	9,4
	1680		84,5	8,4	7,1
	2000		80,3	7,5	12,2
4,2	800	(Mn, Fe)S	70,4	11,0	18,6
	1680		77,4	11,6	11,0
	2000		72,1	12,2	15,7
8,4	800		78,2	8,9	12,9
	1680		80,3	9,6	10,1
	2000		80,3	10,4	9,3
12,8	800		82,1	7,8	10,1
	1680		82,5	8,1	9,4
	2000		82,4	8,2	9,4

5,0 10,2 14,0	1680	$MgO{\cdot}Al_2O_3$- $2MgO{\cdot}Al_2O_3$	81,0 81,8 85,5	11,3 10,8 8,4	7,7 7,4 6,1
5,0 10,2 14,0	1680	FeS- (Fe,Mn)S	75,4 78,3 80,5	12,6 10,6 9,1	12,0 11,1 10,4

.

Очевидно, что как в случае пластичного, так и в случае недеформируемого включения вклад проскальзывания в общую деформацию существенен и практически не зависит от скорости деформирования. В случае пластичного включения вклад проскальзывания выше на всех этапах деформации, чем в случае недеформируемого включения. Следует отметить, что проскальзывание вдоль межфазных границ на определенном этапе деформации (например, при степенях деформации 25…45% для стали 08Ю в интервале температур 1000…1200^{0}C) не приводит к нарушению сплошности включений с матрицей и образованию полостей.

Поэтому можно считать, что проскальзывание по границам включение-матрица увеличивает трещиностойкость стали. При больших пластических деформациях полости могут образоваться после предварительного проскальзывания вдоль границ включение-матрица. Таким образом, при высокотемпературной деформации стали наблюдается проскальзывание вдоль межфазных границ включение-матрица для разных типов неметаллических включений, как самостоятельный микромеханизм высокотемпературной пластической деформации. Его развитие определяется поведением межфазных и решеточных дислокаций в процессе деформации. Особенности протекания проскальзывания связаны с типом включения, строением и энергией межфазной границы. Проскальзывание вдоль границ включение-матрица повышает трещиностойкость стали.

Представляет интерес оценить влияние проскальзывания вдоль границ включение-матрица на распределение микронеоднородной деформации в стальной матрице вблизи включений. Исследование микродеформаций по отдельным интервалам в стальной матрице вблизи "жестких" и пластичных включений показало, что их распределение зависит от температуры деформации и подчиняется тем же закономерностям, что и развитие микродеформаций в матрице вдали от включений [5 - 7]. Количественная картина развития и распределения локальной микронеоднородной деформации в стальной матрице вокруг включений разных типов позволила определить роль недеформируемых и пластичных включений в процессе локализации деформации в широком интервале температур [5 - 7]. Однако не исследована деформация самих пластичных включений, а также степень пластичности границ включение-матрица, которые при высоких температурах обеспечивали совместность деформации включений и стальной матрицы.

Описанные выше закономерности подтвердились и в данных исследованиях с расширением круга изучаемых сталей [5, 145 - 147]. Кроме того, в настоящих исследованиях в случае крупных неметаллических включений реперная линия 1 (рис. 4.28) пересекала включение, следовательно, была возможность определить параметры микронеоднородной деформации (η_i, K_ε) в самом включении (табл. 4.14). Это позволяло провести сравнение с результатами, изложенными в работах [5 - 7].

При исследовании закономерностей распределения микронеоднородной деформации вблизи включений образцы сталей 08Ю, 08кп, 08Т, 08Х, 08Х18Н10Т , R7 подвергали растяжению и сжатию в вакууме при температурах 25…1100°С на установках Инстрон-1195 и ИМАШ-5С-65 со скоростями перемещения захватов V_1 - 800, V_2 - 1680 и V_3 - 2000 мм/мин..

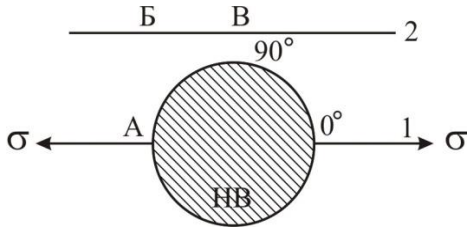


Рис. 4.28. Схема нанесения на поверхности шлифов реперных точек на линиях 1 и 2 при деформации растяжением

На поверхности образцов на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,5 г наносили ряд реперных точек с базой 10 мкм, а вблизи включения - с базой 5 мкм (рис. 4.28). При достижении определенной степени деформации ($\bar{\varepsilon}$ = 4, 8 и 12%) осуществляли разгрузку и охлаждение образца для подсчета деформации каждого микроинтервала. Построены диаграммы распределения деформации, когда каждому изучаемому интервалу вдоль реперной линии приписывается постоянный номер с начала испытания и оценивается величина деформации всех микроинтервалов на каждой ступени деформирования. Неоднородность прохождения деформации оценивали коэффициентом концентрации K_ε в отдельных микрообластях:

$$K_\varepsilon = \varepsilon_i / \bar{\varepsilon} \qquad (4.14)$$

где ε_i - деформация i-го микроучастка; $\bar{\varepsilon} = \sum_i^n \varepsilon_i / n$ - средняя микроскопическая деформация; n - число микроучастков. Интенсивность деформации каждого микроинтервала η_i определяли путем подсчета параметра относительной локальной неоднородности [148]:

$$\eta_i = (\varepsilon_i - \bar{\varepsilon}) / \bar{\varepsilon} = (\varepsilon_i / \bar{\varepsilon}) - 1 = K_\varepsilon - 1 \qquad (4.15)$$

Параметр стабильности микродеформации S подсчитывали по формуле

$$S = (\Sigma n_i - \Sigma n_j) / \Sigma n_i, \qquad (4.16)$$

где Σn_i - число всех микроинтервалов; Σn_j число микроинтервалов, на которых произошла смена знака относительной деформации. Уровень разброса значений микродеформаций характеризуется коэффициентом вариации

$$K = \sigma_{ck} / \bar{\varepsilon} \qquad (4.17)$$

где ε_{ck} - среднее квадратичное отклонение.

Из приведенных данных следует, что характер локализации деформации в матрице, а именно, ее численные параметры, зависит от температуры и типа (степени пластичности) неметаллического включения (рис. 4.30, а, кр.1, 2, рис. 4.30, б, кр.1, 2, рис. 4.30, в, кр1, рис. 4.30, г, кр.1, 2). В недеформируемых включениях Al_2O_3, TiCN, $MnO.Al_2O_3$ и др. при всех температурах деформации значения коэффициента концентрации деформации К(в) равны нулю, интенсивности деформации η_i (в) – (-1) (табл. 4.14, рис. 4.30, а).

Таблица 4.14

Значения интенсивности η_i и коэффициента концентрации деформации $К_\varepsilon$ в матрице и включениях (в) при разных температурах и средних степенях деформации на реперных линиях 1 ($Л_1$) и 2 ($Л_2$)

Включение, сталь	t, ^{0}C, $\bar{\varepsilon}$, %	η_i, $К_\varepsilon$	$Л_1$	$Л_2$ без трещин во вкл	$Л_2$ с трещинами во вкл
TiCN, 08Т; $MnO{\cdot}Al_2O_3$, 60Г, 08Ю	25, 12	η_i	1,9	1,7	2,8…3,8
		$К_\varepsilon$	2,9	2,7	3,8…4,8
		η_i (в)	-1	-	-
		$К_\varepsilon$ (в)	0	-	-
$FeO.SiO_2$, $MnO.SiO_2$,	25,	η_i	2,1	1,8	3,6…4,2
		$К_\varepsilon$	3,1	2,8	4,6…5,2

60Г, 08Ю	8				
$FeO.SiO_2$, $MnO.SiO_2$, 60Г, 08Ю	600, 12	η_i K_ε	-0,4 0,6	- 0,4…+0,5 0,6…1,5	2,8…3,0 3,8…4,0
(Fe,Mn)S, 60Г, 08Ю	25, 8	η_i K_ε η_i (в) K_ε (в)	0,7…1,2 1,7…2,2 0,6…1,8 1,6…2,8	0,7…1,2 1,7…2,2 - -	2,3…3,9 3,3…4,9 - -
TiCN, 08Т; $MnO.Al_2O_3$, 60Г, 08Ю	1100, 8	η_i K_ε η_i (в) K_ε (в)	2,0 3,0 0 -1	2,8…3,8 3,8…4,8	2,8…3,8 3,8…4,8
FeO-(Fe,Mn)S, НБ-57, 60Г	1000, 8	η_i K_ε η_i (в) K_ε (в)	2,2 3,2 2,6…3,8 3,6…4,8	2,1…2,2 3,1…3,2 - -	- - - -
FeS-(Fe,Mn)S, НБ-57, 60Г	1100, 12	η_i K_ε η_i (в) K_ε (в)	3,6 4,6 - -	3,9 4,9 - -	- - - -
(Fe,Mn)S, 60Г, 08Ю	1000, 12	η_i K_ε η_i (в) K_ε (в)	2,1 3,1 2,5…3,8 3,5…4,8	2,7…3,4 3,7…4,4 - -	- - - -

В пластичных включениях сульфидов, а при температурах выше 900^0С – во включениях железо-марганцевых силикатов, деформация также микронеоднородна (рис.4.30, б), хотя и со стороны стальной матрицы, и со стороны включения деформация вдоль реперной линии 1 она локализована вблизи межфазных границ включение-матрица (табл. 4.14).

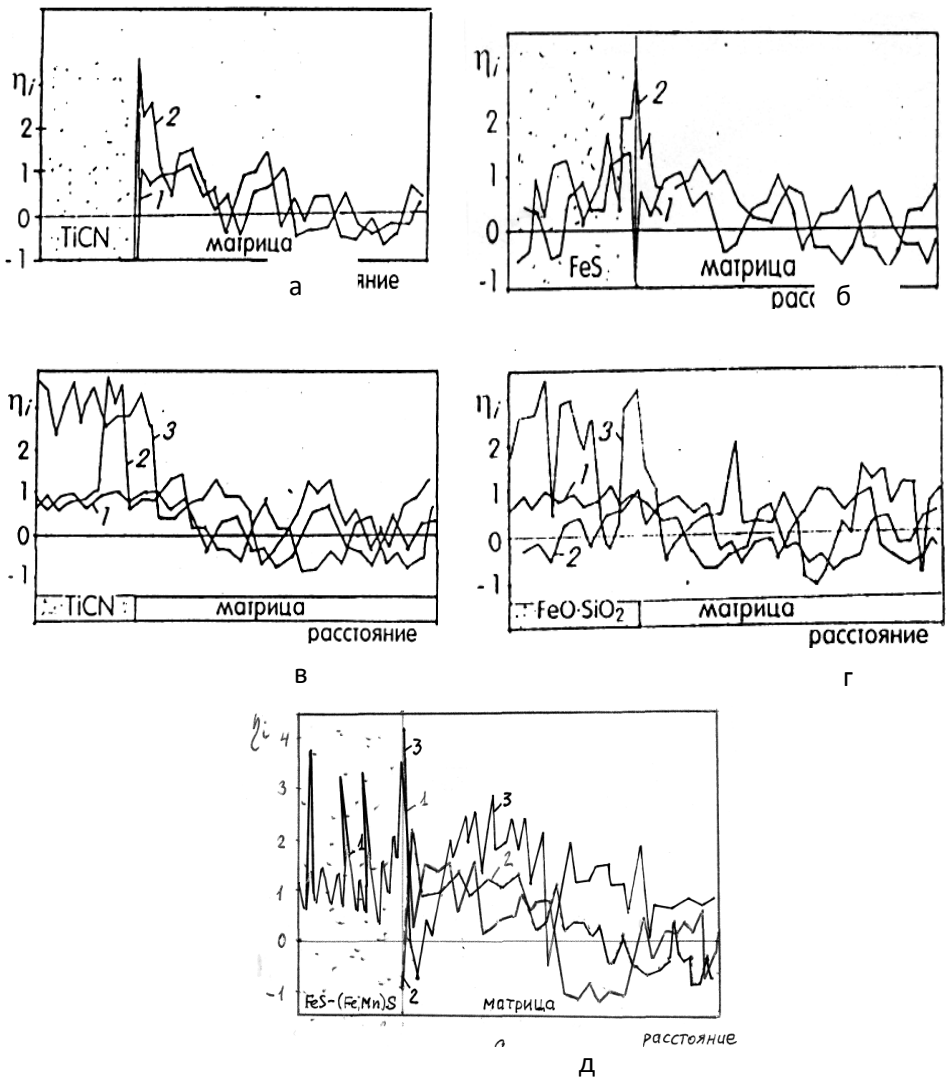


Рис. 4.30. Распределение микронеоднородной деформации вблизи включений вдоль линий 1 (а, б, д) и 2 (в, г): а - TiCN, 08Т, $\bar{\varepsilon}$=12%, 25^{0}С (кр.1), 1000^{0}С (кр.2); б - (Fe,Mn)S, 08Ю, $\bar{\varepsilon}$=16%, 600^o С (кр.1), 1000^{0}С (кр.2); в - TiCN, 08Т, $\bar{\varepsilon}$=8%, 600^{0}С (кр.1,2), 1000^{0}С (кр.3); г - $FeO{\cdot}SiO_2$, $MnO{\cdot}SiO_2$, 08Ю, $\bar{\varepsilon}$=12%, 25^{0}С (кр.1), 600^o С (кр.2), 1000^{0}С (кр.3); д - FeS-(Fe,Mn)S, НБ-57, $\bar{\varepsilon}$=12%, 1000^{0}С (кр.1), $\bar{\varepsilon}$=4%, 1200^{0}С (кр.2), $\bar{\varepsilon}$=16%,1200^{0}С (кр.3)

При температурах выше 900^{0}С в пластичных включениях иногда наблюдались пики деформации (табл. 4.14, рис. 4.30, д, кр.1), свидетельствующие о проскальзывании по границам зерен в этих включениях, представляющих собой нанофазы с очень

мелким зерном. Это позволяет предположить, что пластичные неметаллические включения с ультрамелкозернистой структурой (субмикрокристаллической, нанокристаллической) могут проявлять сверхпластичность, однако этому эффекту может препятствовать более низкий уровень пластичности окружающей матрицы при определенной температуре.

В случае разрушения и пластичных, и недеформируемых включений и выходе трещин из включений на границы включение-матрица (рис. 4.31), на реперной линии 2 возникают резкие пики значений η_i и $К_\varepsilon$ (рис. 4.30, в, кр.2, рис. 4.30, г, кр3, табл. 4.14). Например, для включения TiCN значение η_i в зоне выхода трещины возрастает в 2…4 раза. Хрупкие трещины во включениях растут быстро и, достигнув межфазной границы, тормозятся, что способствует лавинной релаксации напряжений в матрице. Пик или “всплеск” деформации на линии 2 позволяет предсказать наиболее вероятный маршрут дальнейшего развития трещины в матрице, так как именно в этом месте скорее исчерпывается запас пластичности последней при температурах холодной и теплой деформации. При горячей деформации динамическое восстановление структуры матрицы может проходить как раз быстрее в местах всплесков η_i вблизи вершины трещины.

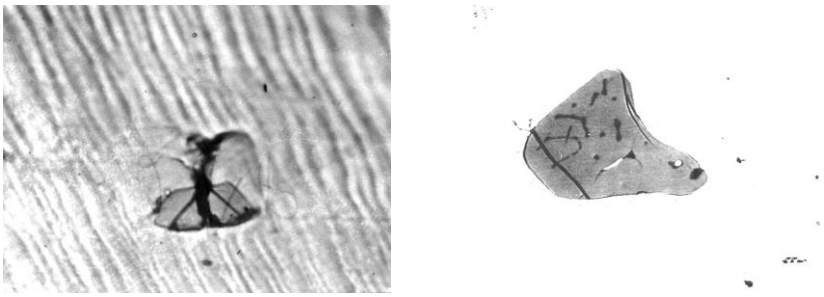
В отсутствие проскальзывания вдоль границ включение-матрица при температурах ниже 900^0С в микроинтервале на реперной линии 1, пересекающем межфазную границу и в случае недеформируемого, и в случае пластичного включений параметры деформации следующие: $\eta_i = -1$, $К_\varepsilon = 0$. На кривых распределения микронеоднородной деформации на этом участке имеем провалы пластичности (рис. 4.30, а, кр.1, рис. 4.30, б, кр.1), даже при пластическом поведении и включения, и матрицы. Это значит, что границы включение-матрица не участвуют в пластической деформации.

Проскальзывание при высоких температурах привело к появлению «всплесков» η_i на межфазных границах и с

недеформируемыми (см. рис. 4.30, а, кр.2), и с пластичными включениями (рис. 4.30, б, кр.2, рис. 4.30, д, кр.1). И если на линии 1 это единичный всплеск, то на линии 2, проходящей вдоль межфазной границы, наблюдается резкая активизация деформации у включений разных типов (рис. 4.30, в, кр.3, рис. 4.30, г, кр.3).

Пики или «всплески» деформации на линии 1 непосредственно на межфазной границе включение-матрица следует отличать от зон повышенной деформации в матрице вблизи включений [5 - 7], проявляющихся при любой температуре деформации, где степени деформации соответствуют максимальным значениям ε_i матрицы для каждого типа стали и температуры в случае недеформируемых включений и определенным значениям ε_i матрицы и включения в случае пластического поведения последних.

Следовательно, при высокотемпературной деформации проскальзывание в межфазных границах берет на себя ведущую роль, о чем свидетельствуют не только сами по себе «всплески» деформации, но и значения параметров η_i, ε_i, K_ε, которые существенно превышают аналогичные параметры в матрице вдали от включений.



а б

Рис. 4.31. Деформационные “факелы” в местах выхода трещин из включений в матрицу при пересечении межфазных границ; х500

«Всплеск» деформации на реперной линии 1 характеризует степень пластичности межфазной границы включение-матрица, где значения η_i и $К_\varepsilon$ гораздо выше, чем в матрице или во включении (табл. 4.15). В среднем для межфазных границ у недеформируемых включений η_i = 2,5…3,6, $К_\varepsilon$ = 3,5…4,6; у пластичных включений - η_i = 3,0…4,0, $К_\varepsilon$ = 4,0…5,0 на разных стадиях деформации. Это говорит о том, что релаксационные процессы сосредоточены на межфазных границах. Чем выше температура, тем больше величины η_i и $К_\varepsilon$, что свидетельствует о весьма интенсивном проскальзывании.

Активизация деформации вдоль линии 2, по-видимому, связана с интенсивной аккомодацией деформации вблизи включений, вызванной проскальзыванием вдоль границ зерен в стальной матрице. Здесь уровень η_i и $К_\varepsilon$ достигает значений, близких к таковым для межфазных границ включение-матрица у включений с разной пластичностью (см. табл. 4.15). Следует отметить, что аккомодационные процессы в стальной матрице вблизи включений сводят на нет различие в интенсивности деформации у полюсов 0^o и 90^o для недеформируемых включений, обусловленное неравномерным распределением межповерхностных напряжений по Гудиеру [5 - 7]. Если включение TiCN разрушилось и трещина вышла на поверхность раздела включение-матрица, на характере распределения η_i это не проявится (рис. 4.30, в, кр.3). Либо ее действие сливается с влиянием проскальзывания, но возможна пластическая релаксация заторможенной трещины в межфазную границу, а не в матрицу, как было при более низких температурах.

Таблица 4.15.

Значения величины интенсивности η_i и коэффициента концентрации $К_\varepsilon$ деформации межфазных границ включение-матрица при разных температурах и степенях деформации

Включение, сталь	ε, %	η_i, K_ε	Температура,°С		
			1000	1100	1200
TiCN, 08Т	12	η_i K_ε	2,5 3,5	2,8 3,8	3,4 4,4
Al_2O_3, 08Ю	8	η_i K_ε	2,8 3,8	3,1 4,1	3,6 4,6
$MnO.Al_2O_3$, 08Ю	12	η_i K_ε	2,6 3,6	2,9 3,9	3,4 4,4
FeS-(Fe,Mn)S, НБ-57	8	η_i K_ε	3,7 4,7	оплавление	плавление
(Fe,Mn)S, 08Ю	12	η_i K_ε	3.2 4.2	3.8 4.8	4.0 5.0
$FeO{\cdot}SiO_2$, $MnO{\cdot}SiO_2$, 08Ю	8	η_i K_ε	3,0 4,0	3,4 4,4	4,0 5,0
TiN-TiCN, 08Т	12	η_i K_ε	2,5 3,5	2,8 3,8	3,4 4,4
FeS-(Fe,Mn)S, 08Ю	12	η_i K_ε	3.2 4.2	3.8 4.8	оплавление
$FeO{\cdot}SiO_2$-$MnO{\cdot}SiO_2$, 08Ю	8	η_i K_ε	3,0 4,0	3,4 4,4	оплавление

Следует обратить особое внимание на легкоплавкие включения, такие, как сульфиды, силикаты и их эвтектики. При температурах их оплавления и полного плавления распределение микронеоднородной деформации имеет свои особенности. Вначале оплавления включения теряется контроль за реперным участком, пересекающим межфазную границу включение-матрица, которая находится в твердо-жидком состоянии. В этот момент в матрице вблизи границы раздела с включением наблюдается провал пластичности (рис. 4.30, д, кр.2). Затем при деформации системы полость (с расплавленным включением) - стальная матрица наблюдается пик пластичности

вблизи границы раздела (рис. 4.30, д, кр.3), что свидетельствует о проскальзывании в поверхностном слое матрицы, контактирующей с жидким включением (рис. 4.32, а, в, д).

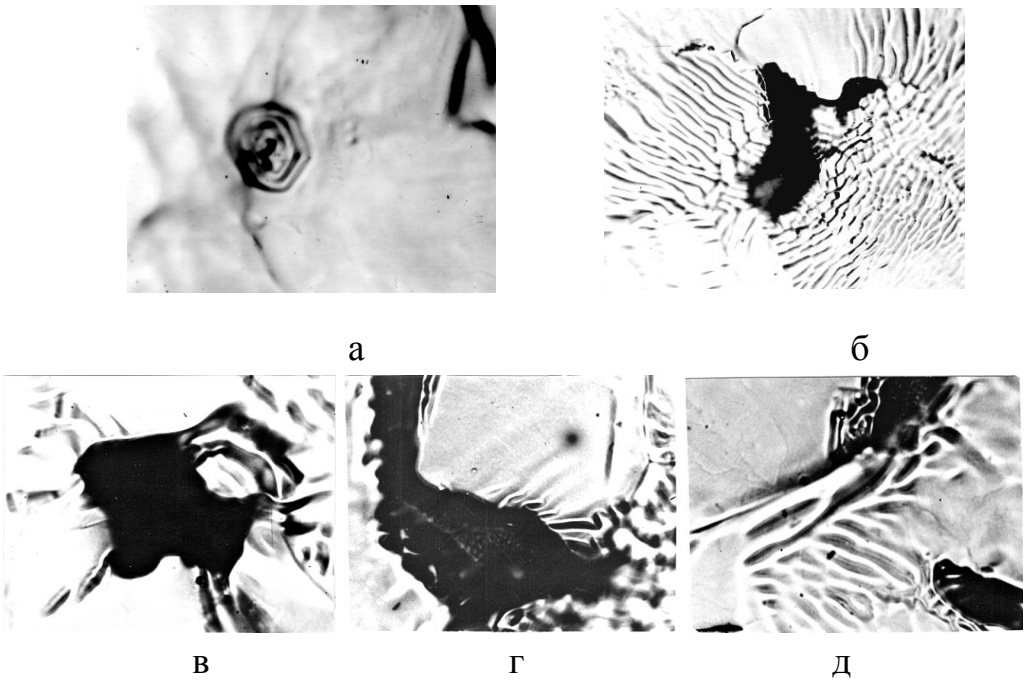


Рис.4.32. Оплавившиеся и расплавившиеся включения сульфидных эвтектик; х500

По-видимому, жидкое включение пластически деформируется и механизм его деформации можно представить, используя современные подходы к строению жидких металлов и сплавов сразу же после плавления. Известно, что их структура состоит из кластеров с ближним порядком, близких по структуре к расплавившейся фазе, и разупорядоченной зоны с более рыхлым распределением атомов. Пластическое поведение жидкого включения возможно при групповом перемещении атомов в кластерах и разупорядоченной зоне, т.е. по типу вязкого течения пластилина, либо по механизмам, близким к механизмам деформации аморфных металлов и сплавов. В процессе проскальзывания вдоль границы жидкое включение-матрица происходит ее фасетирование (рис. 4.32, б, г), т.е.

высокоэнергетическая межфазная граница, находящаяся в твердо-жидком состоянии, разбивается на участки с различной ориентировкой и, по-видимому, с меньшей энергией подобно тому, как наблюдали для системы пластичное включение-матрица стали. Фасетирование такой границе приводит к изменению ее типа, что является проявлением самоорганизации в границах включение-матрица в процессе проскальзывания.

Таким образом, вблизи неметаллических включений обнаружены пики или «всплески» микронеоднородной деформации, природа которых не одинакова. При горячей деформации их появление обусловлено развитием проскальзывания вдоль межфазных границ включение-матрица. При температурах холодной, теплой и горячей деформации пики или «всплески» возникают при выходе трещин на границу с матрицей в случаях разрушения хрупких или пластичных включений. Параметры этих пиков деформации зависят от температуры, типа и степени пластичности включения и матрицы. Появление «всплесков» деформации вызывает как бы вторичную резкую ее локализацию вблизи включений. Следует отметить еще одно впервые обнаруженное явление, приводящее к образованию пиков деформации в пластичных неметаллических включениях, которое связано с проскальзыванием вдоль зеренных границ в микрофазах и нанофазах – неметаллических включениях.

Поскольку проскальзывание вдоль межфазных границ включение-матрица на определенном этапе деформации не приводит к нарушению сплошности включений с матрицей и образованию полостей, можно считать, что этот процесс увеличивает трещиностойкость стали. При больших пластических деформациях полости могут образоваться после проскальзывания.

Проскальзывание способствует трансформации границ включение-матрица при горячей деформации. Оно сопровождается достаточно интенсивным диффузионным

взаимодействием между включениями и стальной матрицей, поскольку дислокации, движущиеся как в самой границе, так и в прилегающих областях матрицы и пластичных включений, облегчают продольную и поперечную диффузию элементов, входящих в состав контактирующих фаз относительно границы их раздела. Кроме того, атомы, входящие в состав включения или матрицы и покинувшие свои кристаллические решетки, уже как электронные дефекты, становятся объектами внутренне электростимулированного взаимодействия как с дислокациями (межфазными дислокациями в границе включение-матрица, а также внутризеренными дислокациями в пластичном включении либо матрице), так и между собой. В результате возникают зоны насыщения матрицы элементами включения (рис. 4.33, а, рис. 4.34, а) и зоны насыщения поверхностных слоев включения элементами стальной матрицы (рис. 4.33, б, рис. 4.34, б), причем в этих зонах образуются дисперсные частицы новых субмикрокристаллических и нанофаз (рис. 4.33, а, б), состав которых зависит от химического состава исходной материнской фазы (включения или матрицы) и контактирующей фазы (матрицы или включения), а также от температуры и времени проскальзывания.

Состав частиц анализировали с помощью петрографии и ОЖЭ-спектрометра JAMP-10 (табл. 4.16). Анализ результатов показал, что при повышении температуры деформации изменяется химический состав частиц. Чем выше температура и меньше время проскальзывания, тем больше размеры частиц в зонах насыщения матрицы или включения, прилегающих к деформирующейся межфазной границе. Очевидно, проявляется влияние проскальзывания на диспергирование частиц, кристаллизующихся в неравновесных условиях.

Новые фазы возникают не только в зонах диффузионного взаимодействия пластичных включений и матрицы, но и непосредственно вдоль межфазной границы включение-матрица (рис. 4.33, в - д, рис. 4.34, в). Ширина этих фаз порядка 1…5

мкм. Образование граничных фаз в процессе проскальзывания свидетельствует об активации процессов взаимодействия атомов, входящих в состав включения и матрицы в условиях интенсивного движения межфазных линейных и точечных дефектов, в также возникновения новых электрохимических связей между атомами.

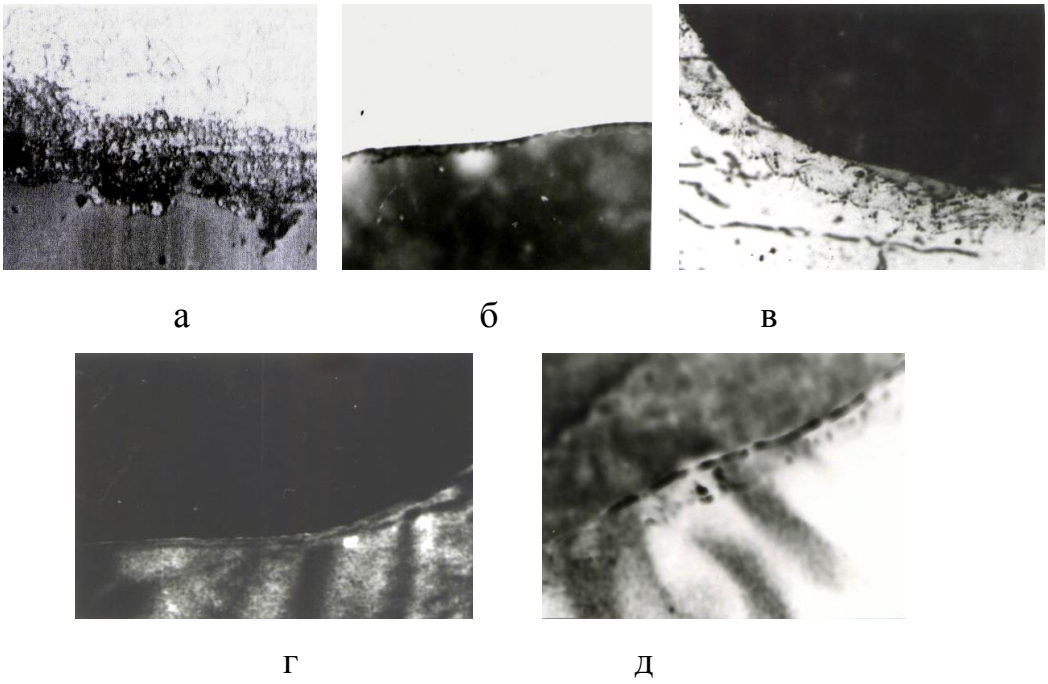
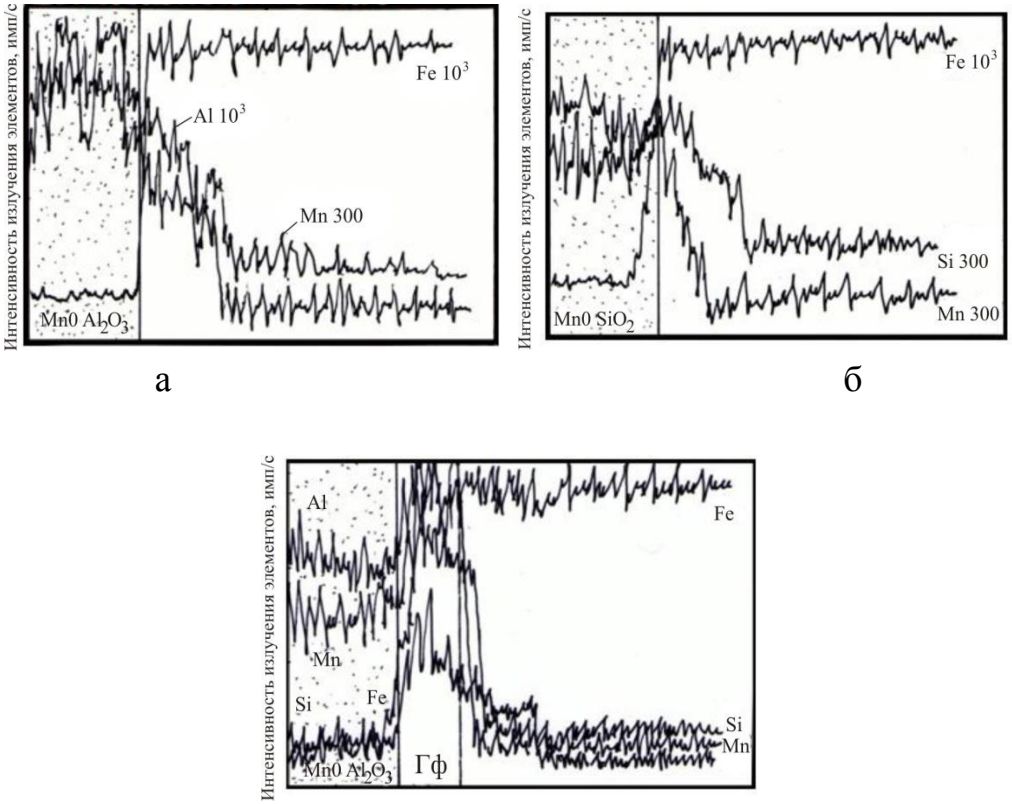


Рис. 4.33. Диффузионное взаимодействие между включением и матрицей в процессе проскальзывания; а, б – х900х5, в - д –х20000

Реакции между компонентами включения и матрицы имеют место при проскальзывании, возможно при стремлении достижения на границе включение-матрица более равновесного состояния. Следует отметить, что диффузия каждого элемента (например, марганца) во включении и матрице описывается уравнением Фика со своим коэффициентом диффузии, отличающимся в этих контактирующих фазах, поэтому возможен отсос этого элемента с межфазной границы в сторону

включения либо матрицы и на межфазной границе возникает слой с новым химическим составом и структурой, а также иным уровнем пластичности, чем у исходной границы включение-матрица.



а б

в

Рис. 4.34.Распределение элементов во включении и матрице после горячей деформации

Таблица 4.16.

Химический состав дисперсных частиц в зоне насыщения матрицы или пластичного включения элементами контактирующей фазы при разных температурах и времени проскальзывания

Исход вкл, марка стали	$t_{деф}$, ^0C	Время проскаль-	Содержание элементов, об.% Mn Fe Si Al O	Состав и размеры фазы, мкм

		зывания, с						
(Fe,Mn)S								(Mn,Fe)O
60Г	1000	60	34,5	21,5	-	-	44,0	2,5
		120						1,6
	1100	60	36,1	17,4	-	-	46,5	3,5
		120						1,8
$MnO.SiO_2$								$FeO{\cdot}SiO_2$
60Г	1000	60	-	16,2	36,8	-	47,0	2,6
		120						1,5
	1100	60	-	24,4	32,1	-	43,5	3,7
		120						2,1
Матрица								$FeO{\cdot}SiO_2$
60Г	1000	60	-	26,6	34,2	-	39,2	2,4
		120						2,0
	1100	60	-	28,7	32,5	-	38,8	3,8
		120						2,5
Матрица								$MnO{\cdot}Al_2O_3$
08Ю	1000	60	24,5	-	-	37,6	37,9	1,9
		120						1,5
	1100	60	31,1	-	-	32,4	36,5	4,5
		120						2,4

Исследовали химический состав граничных фаз, возникших на границах пластичное включение-матрица в процессе проскальзывания (табл. 4.17). Очевидно, что образующиеся фазы по формуле близки к равновесным фазам неметаллических включений и интерметаллидов, хотя их состав отличается от стехиометрического, поскольку формировались они в неравновесных динамических условиях проскальзывания вдоль границы включение-матрица.

Таблица 4.17.

Содержание элементов в граничной фазе после проскальзывания

Исх.включение, марка стали	Содержание элементов, об.%								Граничная фаза
	Al	Mn	Fe	Si	Cr	C	S	O	
(Fe,Mn)S 60Г	- - -	34,6 30,2 -	25,9 53,1 79,6	- - -	- - -	- 16,7 -	- - 20,4	39,5 - -	(Fe, Mn) O; (Fe, Mn) C; FeS
$MnO{\cdot}SiO_2$ 08Ю	25,9	74,1	-	-	-	-	-	-	Mn_3 Al
(Fe,Mn)S 08Х18Н10Т	-	26,4	-	-	38,1	-	-	35,5	MnO · Cr_2O_3
$FeO{\cdot}SiO_2$ 08Х18Н10Т	-	19,6	-	31,2	27,3	-	-	21,9	(Cr, Mn) $O{\cdot}SiO_2$

Характер концентрационной кривой на границе включение-матрица при проскальзывании зависит от конкретной диффузионной ситуации. При проскальзывании наблюдали как резкое изменение содержания компонентов на границе, так и участки насыщения прилегающей зоны матрицы (рис. 4.34, а, б) или (и) включения (рис. 4.34, б) с плавным изменением концентрации элементов, в которых при образовании дисперсных частиц новых фаз проявлялись локальные пики концентрации компонентов. Если же в процессе проскальзывания была сформирована граничная фаза, появлялись резкие пики или спады концентрации компонентов

(рис. 4.25, в). Процесс образования граничных фаз, а также дисперсных частиц в зонах насыщения участков включения и матрицы, прилегающих к границе раздела, при проскальзывании контролируется различием коэффициентов диффузии элементов во включении и матрице, следовательно, межфазная композиция зависит от химических реакций между этими элементами и можно предсказать граничный фазовый продукт. Это должны быть оксиды, карбиды, интерметаллиды, что подтверждается результатами, приведенными в табл. 4.16 и 4.17.

Исследование процесса проскальзывания позволило представить основные закономерности трансформации границ включение-матрица при горячей деформации сталей (рис. 4.35). Если в исходном состоянии межфазная граница представляет собой тонкую прослойку между включением и матрицей (рис. 4.35, а), то с развитием проскальзывания ее ширина увеличивается, а в процесс проскальзывания вовлекаются прилегающие зоны матрицы, если включение недеформируемое либо пластичное (рис. 4.35, б), а также зоны включения, если оно пластичное (рис. 4.35, в). Это способствует уширению межфазных зон пластической деформации (релаксации) в системе включение-матрица. В самой границе в результате перестроек движущихся дислокаций происходит динамическое фасетирование (рис. 4.35, г), если образуются фасетки-ступеньки с разными векторами жесткой трансляции, которое способствует образованию границ типа вицинальных и сдвиговому сопряжению решеток включения и матрицы. Если в границе в процессе проскальзывания формируются дислокационные конфигурации, способствующие образованию слоев с меньшей энергией, происходит динамическое расщепление границы на межфазную границу с меньшей энергией и зеренную границу (рис. 4.35, д).

В процессе проскальзывания возможно динамическое насыщение зоны матрицы элементами включения (рис. 4.35, е) и

образование здесь дисперсных «сателлитных» частиц (рис. 4.35, ж).

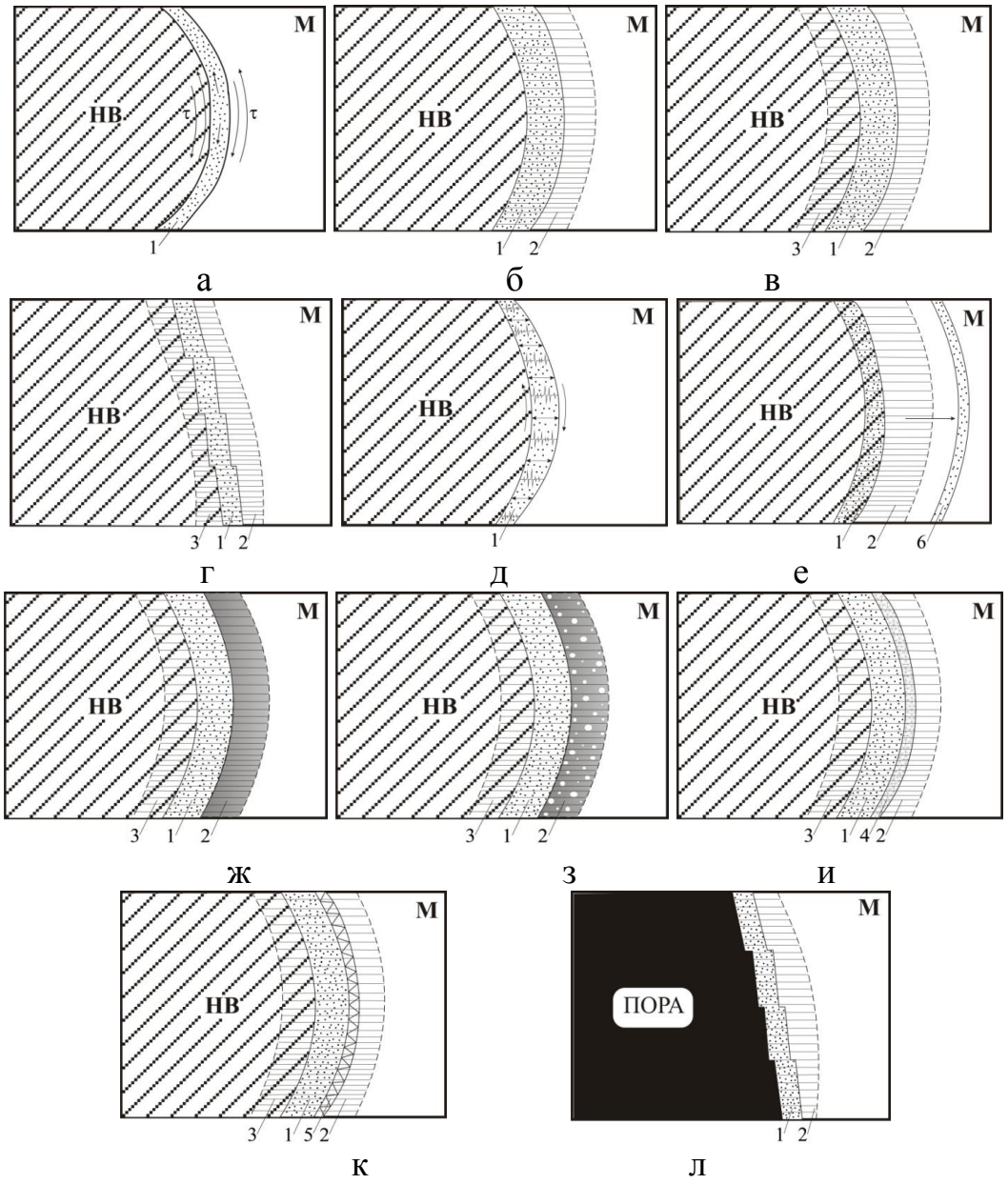


Рис. 4.35 . Схемы трансформации границ включение-матрица при проскальзывании: 1 – граница включение-матрица, 2 – зона приграничной деформации в матрице, 3 - зона приграничной деформации во включении, 4 – сегрегация примесей, 5 – граничная фаза, 6 – отщепленная зеренная граница

Эти процессы несомненно связаны с электронным взаимодействием в системе донор(включение)-акцептор(матрица), стимулирующим диффузионное взаимодействие контактирующих фаз через межфазные границы. Сложные диффузионные процессы могут привести к образованию сегрегаций и фракционированию примесей в границе включение-матрица (рис. 4.35, з), а также формированию граничной фазы (рис. 4.35, и). Степень дисперсности новых фаз зависит от уровня развития проскальзывания.

При плавлении легкоплавких включений проскальзывание вдоль границ пора-матрица приводит к фасетированию жидко-твердой границы включение-матрица, ее уширению и образованию зоны пластической деформации со стороны матрицы (рис. 4.35, к). При этом также возможны процессы диффузионного обмена между жидким деформирующимся включением и матрицей с образованием зоны насыщения в матрице, а также сегрегации примесей или граничной фазы.

Приведенные схемы трансформации границ включение-матрица свидетельствуют о гетерогенизации процесса пластической деформации в системе включение-матрица в связи с вовлечением в процесс деформации самих границ и прилегающих к ним участков включения и матрицы, что обусловлено сложным динамическим контактным взаимодействием этих фаз. Несомненно, главным механизмом релаксации напряжений при проскальзывании в границах включение-матрица является пластический или сдвиговый механизм, который сопровождается сложными процессами на разных уровнях иерархии масштабов структуры межфазной границы.

На атомном уровне происходит электронный обмен в системе включение (донор)-матрица (акцептор), а также сдвиговое сопряжение решеток включения и матрицы. На мезоскопическом уровне можно говорить о движении

межфазных дислокаций, поглощении и делокализации в границах включение-матрица решеточных дислокаций, а также зарядовом взаимодействии межфазных дефектов. Фрагментарный уровень предопределяет развитие динамических фасетирования и расщепления границ включение-матрица, связанных с перераспределением межфазных дефектов, а также образование примесных сегрегаций. Наконец, на микроскопическом уровне происходит уширение границ включение-матрица, вовлечение в процесс контактной деформации приграничных зон включения и матрицы, а также образование граничных фаз.

Таким образом механизм проскальзывания вдоль границ включение-матрица обусловлен эффектами самоорганизации в этих границах:

- внутренне электростимулированными процессами в межфазных границах, обусловленными обменом электронами между включениями и матрицей, а также взаимодействием межфазных дефектов в процессе их движения;
- сдвиговой релаксацией напряжений, связанной с движением собственных межфазных дислокаций, а также делокализацией и движением внесенных зеренных дислокаций;
- гетерогенизацией процесса пластической деформации в системе включение-матрица в связи с вовлечением в процесс деформации самих границ и прилегающих к ним участков включения и матрицы;
- влиянием проскальзывания на аккомодационные процессы в матрице вблизи включений, устраняющие различие в интенсивности деформации, обусловленном неоднородным распределением межповерхностных напряжений;
- динамическим расщеплением границ включение-матрица;
- динамическим фасетированием границ включение-матрица, которое способствует сдвиговому сопряжению

решеток включения и стальной матрицы; возможно динамическое фасетирование твердо-жидких границ включение-матрица при оплавлении включений;

- диффузионным обменом атомами включений и матрицы, а также формированием новых дисперсных фаз в зонах насыщения включения или матрицы, степень дисперсности которых зависит от уровня развития проскальзывания;
- формированием граничных фаз типа неметаллических включений и интерметаллидов, имеющих состав, отличный от стехиометрического.

Конструирование границ включение-матрица позволит регулировать иерархию механизмов диссипации внешней деформационной энергии. Рассмотрены и оценены условия получения при горячей пластической деформации различных вариантов строения границ включение-матрица, а также формирования локальных композитных структур вблизи неметаллических включений, что позволит повысить трещиностойкость сталей с неметаллическими включениями. Таким образом, разработан научный подход к повышению эффективностидеформационной обработки, основанный на реализации потенциальных возможностей трансформации межфазных границ включение-матрица и влияния на механизм и кинетику равновесных фазовых и структурных превращений в этих границах. Показаны возможности управления структурообразованием и целенаправленного изменения свойств границ включение-матрица и локальных участков матрицы, прилегающих к включениям благодаря изменению сопряжения решеток (адгезии) и создания локальных композитных структур различных типов. Очевидно, такие композитные зоны должны повышать трещиностойкость сталей вблизи включений.

Лазерная обработка. В последние годы появилось большое количество работ по изучению структуры и свойств, а также механизма упрочнения сталей, подвергаемых лазерному воздействию. Исследовано поведение неметаллических

включений при лазерной обработке сталей и их влияние на структуру упрочненного слоя [5, 6]. Установлено, что поведение включений определяется их типом. Несмотря на кратковременное воздействие, энергия лазерного луча оказалась достаточной для оплавления тугоплавких включений и расплавления легкоплавких, а также для развития процессов массопереноса через границы включение-матрица. Показано [5, 6], что тугоплавкие включения TiN, TiCN, TiO, TiO_2, Cr_2O_3, SiO_2, Al_2O_3, $MnO{\cdot}Cr_2O_3$, $FeO{\cdot}Cr_2O_3$, $MnO{\cdot}Al_2O_3$, $MgO{\cdot}Al_2O_3$, $FeO{\cdot}Al_2O_3$ при лазерном воздействии оплавляются или остаются в твердом состоянии. Матрица вблизи включений также либо плавится, либо остается твердой. Включения FeO, FeO-MnO, $FeO\text{-}TiO_2$ имеют более низкие температуры плавления, поэтому в момент лазерного воздействия они могут быть жидкими, оплавляются с поверхности или остаются твердыми. Легкоплавкие включения FeS-MnS, (Fe,Mn)S, $MnO{\cdot}SiO_2$, $FeO{\cdot}SiO_2$, $2MnO{\cdot}SiO_2$, (Fe,Mn)S, FeS, FeO-(Fe,Mn)S, MnS-(Fe,Mn)S при лазерном воздействии расплавляются, матрица стали вблизи включений может оплавляться или оставаться твердой.

Большую роль в трансформации границ включение-матрица при лазерном воздействии играют процессы плавления, оплавления и растворения неметаллических включений, а также плавление стальной матрицы [5, 6, 149, 150]. Вероятность растворения, оплавления и расплавления включений зависит от их типа. Растворение включений в момент лазерного воздействия может не сопровождаться либо сопровождаться их плавлением, матрица в контакте с включениями плавится либо остается твердой, что связано с неоднородностью энергетического и теплового полей. Глубина зоны растворения включений зависит от режима лазерной обработки: чем больше энергия импульса W и время воздействия, тем она больше. В соответствии с принципами неравновесной термодинамики при лазерном воздействии система взаимодействующих объектов включение-межфазная граница-матрица претерпевает стадию движения через границу

квазичастиц – фононов, а затем – атомов компонентов включения и (или) матрицы. Ранее было установлено [5, 6], что массоперенос через границы включение-матрица приводит к насыщению зон матрицы, прилегающих к включениям, компонентами включений, причем и в случаях оплавления включений и матрицы, и в твердом состоянии. Поверхность включений, особенно в случаях их оплавления, насыщается компонентами матрицы благодаря движению атомов матрицы в противоположном направлении, что подтверждается результатами микрорентгеноспектрального анализа и ОЖЕ-спектроскопии. В условиях резкого охлаждения атомы элементов, перешедшие из включений в матрицу, фиксируются в твердом растворе. Зоны матрицы вблизи включений представляют собой пересыщенный компонентами включений твердый раствор [5, 6]. При анализе результатов исследования следует учитывать особенности лазерной обработки: значительную энергию импульса; высокую удельную мощность излучения; кратковременность воздействия; большие скорости нагрева и охлаждения, приводящие к протеканию структурных и фазовых превращений в стальной матрице и неметаллических включениях с очень высокой скоростью. В силу неоднородности излучения по сечению температурное поле в зоне облучения неоднородно; следует учитывать влияние включений на распределение температуры, поскольку они имеют большую поглощательную способность, чем матрица стали [5], а также различную теплопроводность включений и матрицы, что усугубляет температурную неоднородность. Воздействие луча лазера подобно взрыву. В ударных волнах развиваются огромные давления, приводящие к пластической релаксации и своеобразному механизму массопереноса, которые проявляют себя за крайне малое время ударного сжатия. В неравновесных условиях лазерного воздействия направленный массоперенос элементов через границы включение-матрица является комплексной величиной, зависящей от уровня и неоднородности

достигаемых температур, напряжений, химических потенциалов элементов и других факторов:

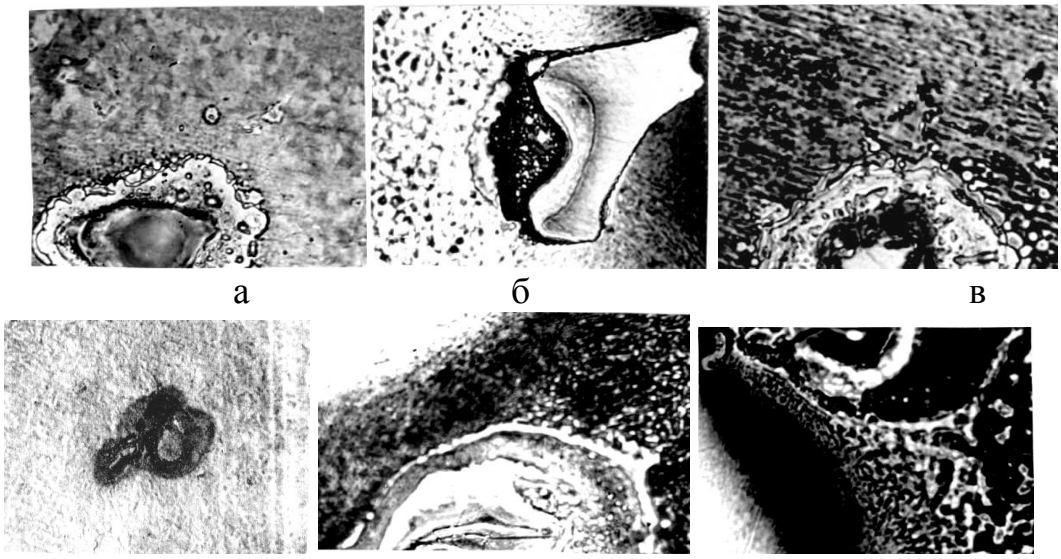
$$\partial M/\partial t = - D_c \cdot \partial c/\partial x \pm D_T \cdot \partial T/\partial x + D_\sigma \cdot \partial \sigma/\partial x \pm D_E \cdot \partial E/\partial x + \ldots \quad (4.18)$$

где $\partial M/\partial t$ – скорость массопереноса элемента через границу включение-матрица; $\partial c/\partial x$, $\partial T/\partial x$, $\partial \sigma/\partial x$, $\cdot \partial E/\partial x$ – градиенты соответственно концентрации, температуры, напряжений, электрического поля; D_c, D_T, D_σ, D_E – коэффициенты диффузии, обусловленные соответственно градиентами концентрации, температуры, напряжений, электрического поля.

Анализ участков стальной матрицы, прилегающих к включению, показал, что их структура неоднородна. Возможны несколько вариантов их строения, выявленного тепловым травлением в процессе лазерного воздействия. Это может быть одна зона (рис. 4.36, а), либо две (рис. 4.36, г, д) или три (рис. 4.36, е); при этом в неметаллическом включении может вовсе не быть приповерхностной зоны (рис. 4.36, а), либо она может быть одна (рис. 4.36, б, г, е) или две (рис. 4.36, в, д). Количество зон вблизи включений не зависело от типа и состояния включения в момент лазерного воздействия, однако зависело от режима лазерной обработки: чем выше энергия импульса и больше время воздействия, тем больше тенденция к появлению многослойных формирований. Это обусловлено активацией процесса массопереноса элементов из включений в матрицу при увеличении энергии лазерного импульса и увеличении возможности его реализации при росте продолжительности воздействия.

Участки матрицы, прилегающие к включению, отличаются распределением химических элементов. При наличии одной зоны в матрице вблизи включения в ней, как и в работе [5], наблюдали повышенное содержание элементов, входивших в состав включения, причем в пределах этой зоны происходило постепенное уменьшение их количества при удалении от

включения. При наличии двух или трех зон в каждой из них содержание элементов уменьшалось при удалении от включения с сохранением постепенного уменьшения в пределах каждой зоны (рис. 4.37, а). Таким образом, при наличии нескольких зон насыщения в матрице наблюдали своеобразный каскад концентраций элементов в зонах взаимодействия матрицы и включения при удалении от включения. Соотношения концентрации компонентов в этих зонах были разными и колебались в пределах 1,2…1,8 раза, что связано, по-видимому, с неоднородным полем температур и напряжений, а также волновым характером скоростного массопереноса в условиях импульсного лазерного воздействия, представляющего собой локальный тепловой удар.



а б в

г д е

Рис. 4.36. Зоны взаимодействия матрицы с неметаллическим включением при лазерном воздействии: а – Al_2O_3, 60Г, б – (Fe,Mn)S, 08кп, в – SiO_2 , Э3; г – (Fe,Mn)O, 60Г, д, е – FeS-(Fe,Mn)S (НБ-57); а, б –х500, в - е -х500х6

Следует отметить еще один тип распределения

элементов включения в прилегающих участках матрицы. При коллективном массопереносе, связанном с растворением в матрице нанозерен включения, наблюдали не каскадное, а «пятнистое» распределение элементов включения в прилегающих участках матрицы (рис. 4.37, б), что косвенно подтверждает возможность существования механизма растворения (плавления) включений с наноструктурой [149].

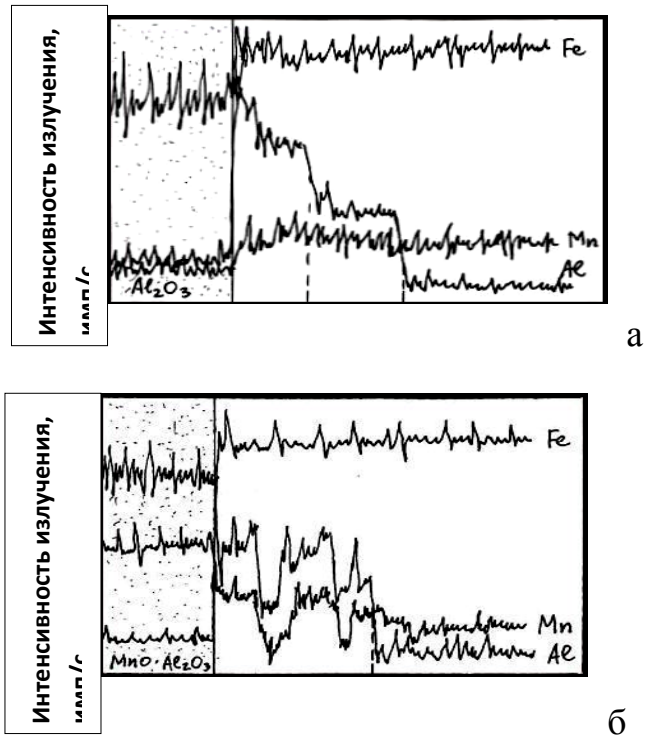


Рис. 4.37. Распределение элементов в зонах матрицы вблизи включения после лазерного воздействия

Результаты изучения распределения нанотвердости матрицы показали, что вблизи включений (одна, либо первая зона) ее величина значительно превышает среднее значение вдали от включений (табл. 4.18). Эта величина зависит от состава и структуры стали, определяющих степень ее упрочнения в процессе лазерного облучения и закалки. В первой (или единственной) зоне значения ($H^{в}_{пμ}$) в 1,45…1,8 раз выше (коэффициент $K_В$), чем в матрице вдали от включения, что

близко к результатам, полученным в работе [5]. Во второй и третьей зонах значения нанотвердости матрицы ниже, чем в первой зоне, но превышают величины $H_{пμ}$ вдали от включений соответственно в 1,25…1,64 и 1,1…1,3 раза. Таким образом, наблюдается своеобразный каскад значений нанотвердости матрицы при удалении от включения. Величина нанотвердости матрицы во всех зонах вблизи включения и значение коэффициента K_B зависят от состояния включения и матрицы в момент облучения.

Таблица 4.18.

Значения нанотвердости матрицы вблизи включений ($Н^{в}_{пμ}$) и вдали от них ($H_{пμ}$) при энергии импульса 25 Дж и времени воздействия $3{,}6 \cdot 10^{-3}$ с

Включение, сталь	Состояние включения/ матрицы*	$H_{пμ}$, х 10, МПа	$Н^{в}_{пμ}$, х 10, МПа в зонах 1	2	3
$MgO \cdot Al_2O_3$,, Al_2O_3, 60Г	опл / ж	620	1100 1085	- 942	- 744
$MnO \cdot SiO_2$ $2MnO \cdot SiO_2$,НБ-57	ж / ж	748	1130 1260	1050 950	- 810
TiN, TiCN, 08Т	т, опл / ж	280	502	380	-
FeS-(Fe,Mn)S FeO-(Fe,Mn)S,60Г	ж / ж ж / т	748	1220 1120	1100 -	840 -

*Примечание: т – твердое; ж – жидкое; опл. – оплавление.

Главным фактором упрочнения прилегающих к включениям участков матрицы является ее микролегирование от внутренних источников, которыми выступают неметаллические включения. Создание каскада зон насыщения матрицы вблизи включений путем формирования локальных ликвационных зон – это формирование своеобразных слоистых композитов вблизи неметаллических включений. Следует отметить, что структура

этих зон может быть однофазной (пересыщенные твердые растворы), но часто в зонах наблюдаются дисперсные микрофазы и нанофазы - «сателлитные» частицы (рис. 4.36, а, в). Как правило, химический состав этих частиц связан с исходным включением, но несколько отличается от него благодаря участию в их формировании компонентов матрицы. Встречаются также частицы, имеющие метастабильный состав, что связано с их образованием в условиях скоростного лазерного воздействия.

Процесс образования “сателлитных” включений представляется следующим образом. При плавлении матрицы и включений (или оплавлении последних) в момент лазерного воздействия вследствие аномального массопереноса в матрице создаются области, обогащенные компонентами включений или содержащие комплексы (кластеры) бывших нанозерен неметаллических включений (см. выше “пятнистое” распределение элементов в матрице). Формируются локальные участки типа металлических эмульсионных расплавов, которые при резком охлаждении как бы “замораживаются” и кластеры бывших нанозерен исходного включения кристаллизуются в “сателлитные” частицы. Процесс образования “сателлитных” включений может быть связан также с уменьшением растворимости элементов, перешедших из включения, в зонах обогащения жидкой и твердой матрицы при резком охлаждении. В результате вблизи исходного включения в матрице возникает композитная прослойка с дисперсными частицами.

Таким образом микронеоднородное упрочнение стальной матрицы при лазерном воздействии вблизи включений связано не только с действием тех же факторов, что и вдали от включений [5, 6], но и с возникновением вблизи включений термических напряжений, большого количества вакансий и дислокаций, локализацией высокоскоростных релаксационных процессов (деформационного и рекристаллизационного) [5, 6], а также с формированием градиентных и композитных зон

различных типов (слоистых каскадного типа, пятнистых, дисперсных), что связано с насыщением и пересыщением прилегающих участков матрицы компонентами включений, и образованием новых микрочастиц.

В самих включениях при контактном взаимодействии с матрицей в момент лазерного воздействия могли не наблюдать возникшие поверхностные зоны (рис. 4.36, а), но чаще фиксировали либо одну зону (рис. 4.36, б, г, е), либо две зоны (рис. 4.36, в, д). Как правило, эти зоны носят следы поверхностного оплавления или плавления включений. В поверхностных слоях включений вследствие массопереноса компонентов стальной матрицы образовались одна либо две зоны с каскадным ликвационным распределением элементов и значений нанотвердости (табл. 4.19).

Следует отметить, что поверхностный слой включений при наличии массопереноса элементов из матрицы может иметь форму сплошной оболочки (оболочек) – это тип слоистого композиционного формирования (см. рис. 4.36, б - е), либо отдельных пятен насыщения. Причем можно говорить о «туннельном» эффекте массопереноса в поверхностном слое включения по границам зерен, если включение в момент лазерного воздействия оставалось в твердом состоянии, либо вдоль зон его частичного плавления.

Таблица 4.19

Значения нанотвердости в поверхностных слоях неметаллических включений

Включение	Состояние включения при облучении*	Сталь	Состояние матрицы при облучении*	H_B, х 10, МПа в зонах 1,2 (от матрицы) и в середине включения 1 2 середина
$MgO \cdot Al_2O_3$	опл	60Г	ж	3550 3180 3030
$MnO \cdot SiO_2$	ж	НБ-57	ж	1360 1210 1140
TiN, TiCN	т, опл	08Т	ж	2570 - 2240
$FeO\text{-}TiO_2$	опл	08Т	т	1040 1010 910
$FeO \cdot Al_2O_3$ $MnO \cdot Al_2O_3$	т/опл	08Ю	ж	3480 - 3030 3330 3100 2900
FeO-MnO	ж/опл	08кп	ж	660 610 550
SiO_2	т	Э3	т	3200 - 2840
SiO_2	опл	08кп	ж	3050 3030 2850
FeO-(Fe,Mn)S	ж	НБ-57	ж	740 690 620
(Mn,Fe)S	ж	08кп	ж	740 715 650

*Примечание: т – твердое; ж – жидкое; опл. – оплавление.

Все перечисленные выше случаи образования слоистых или «туннельных» композиционных слоев привели к образованию в поверхностной зоне включений твердых растворов элементов матрицы в решетке включения. При быстрой кристаллизации поверхностных слоев легкоплавких сульфидных и силикатных включений вследствие проникания элементов матрицы образовались участки эвтектики, что также позволяет утверждать о формировании во включениях поверхностного слоя композитного типа. Исследование новых фаз в поверхностных слоях легкоплавких сложных силикатов показало, что эти включения, представляющие собой до

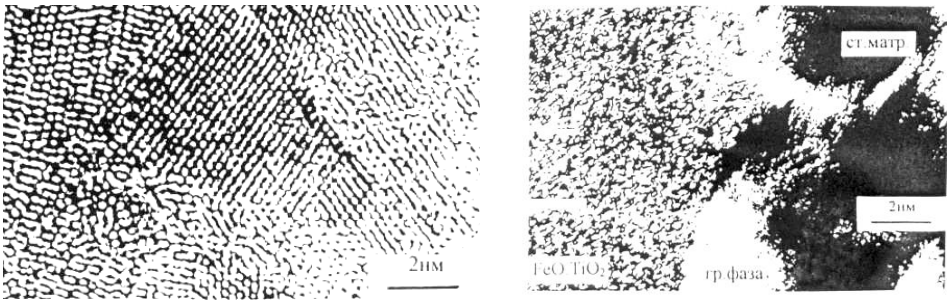
лазерного воздействия пересыщенные твердые растворы, при плавлении в момент воздействия превращались в жидкие растворы сложного состава, при этом возможно происходил распад пересыщенных, в том числе и при проникновении элементов матрицы, жидких растворов. Дендритная форма новых фаз свидетельствует об их формировании в жидком состоянии включения. Как правило, по составу эти фазы являются окси-силикатными включениями переменного состава FeO-MnO, MgO, (Fe,Mn,Ca)O·SiO_2, (Fe,Mn,Mg)O·(Al,Cr,Fe)$_2O_3$).

В работах [5, 6] при взаимодействии включений, выходящих на облучаемую поверхность образца, с атмосферой был обнаружен эффект частичного либо полного восстановления оксидов. Аналогичное явление наблюдали в поверхностных слоях включений высших оксидов, прилегающих к матрице независимо от того, выходили они на поверхность образца, либо нет. Пока не удалось наблюдать полного восстановления оксидов с образованием корольков чистого металла, как это было при взаимодействии включений с окружающей атмосферой в условиях ЛТО [5]. По-видимому, процесс частичного восстановления участков поверхности высших оксидов, можно связать с взаимодействием элементов матрицы и включения, а именно с взаимным массопереносом элементов через межфазные границы. Под действием лазерного излучения ионы кислорода удаляются из решетки высшего оксида, перемещаются к границе с матрицей и проникают в нее. Движущей силой процесса массопереноса ионов кислорода из включения в матрицу является перепад его концентрации в этих фазах. В освободившихся узлах решетки высшего оксида возникают искажения, приводящие к ее перестройке в решетку низшего оксида металла. Очевидно, что процесс восстановления оксидов происходит на нескольких реакционных центрах, как и в случае взаимодействия включений с окружающей атмосферой [5], он проходит с высокой скоростью в условиях гипернеравновесности системы включение-матрица. Поэтому

разные участки восстановления на одном включении различаются степенью восстановления оксида. О проникновении ионов кислорода в матрицу свидетельствуют обнаруженные вблизи исходного включения дисперсные «сателлитные» частички оксидов, представляющие собой, как правило, включения высших оксидов, близких по составу к исходному включению.

Массоперенос через границы включение-матрица может привести к формированию на границах сегрегаций примесей [5]. Это связано как с высокоскоростным характером процесса (если поток атомов матрицы или включения не успел проникнуть в контактирующую фазу), либо с фракционированием примесей в момент массопереноса и выделением избыточных ультрадисперсных фаз при распаде пересыщенной примесями межфазной границы в процессе охлаждения. Протекающие в стальной матрице и некоторых включениях сдвиговые полиморфные превращения [5], по-видимому способствуют сдвиговому сопряжению кристаллических решеток включения и матрицы при охлаждении после воздействия. Границы раздела включение-матрица должны содержать межфазные дефекты, призванные осуществить сопряжение решеток. Исследования на микроанализаторе “Nanolab – 7” и ОЖЕ-спектрометре JAMP-10, а также петрографический анализ извлеченных включений граничных фаз не позволили однозначно определить формулу вещества граничных фаз, поскольку это соединения сложного состава, образовавшиеся в весьма далеких от равновесных условиях. По-видимому, для граничной фазы характерно гетерогенное образование сложных соединений типа оксинитриды, карбосилициды, карбооксинитриды, сульфооксиды, сульфосидициды, содержащие примеси. Изменение режима лазерного облучения не выявило возможности получения стабильных веществ в качестве граничных фаз.

Исследование структуры граничных фаз при больших увеличениях показало, что они могут быть разными не только по составу, поскольку встречались граничные прослойки с кристаллической, нанокристаллической (рис. 4.38, а) и аморфной (рис. 4.38, б) структурой. Такие разные граничные фазы образуют тонкую сетку (что особенно важно, нанокристаллическую или аморфную), армирующую структуру стали. Образование нанокристаллической и аморфной структуры граничных фаз объясняется высокоскоростным характером процесса их формирования. Образование новых граничных фаз сопровождается появлением новых межфазных границ, которые обеспечивают сцепление исходного включения и матрицы с новым слоем. Сопряжение осуществляется по типу «диффузионной микросварки», что подтверждается также поведением включений при последующей деформации. По-видимому, формирование граничных фаз также вносит свой вклад в упрочнение стали при лазерном воздействии.



а б

Рис. 4.38. Структура граничных фаз после лазерного воздействия

Лазерное воздействие на границы включение-матрица сопровождается сложным комплексом структурных и фазовых превращений во включениях, матрице и в самих границах раздела. Гипернеравновесные процессы сосредоточены в межфазных границах включение-матрица. К ним следует отнести: структурные превращения - это перестройки системы

межфазных дефектов и изменение сопряжения решеток включения и матрицы; фазовые и химические превращения – образование сегрегаций и граничных фаз; «диффузионные» превращения - массоперенос элементов включения и матрицы, который по аналогии с диффузией, может быть поперечным и продольным, а также «трубочным» вдоль межфазных дислокаций. Эти процессы происходят при контактном взаимодействии включения и матрицы, которые могут быть в жидком и (или твердом) состоянии. В момент лазерного воздействия границы включение-матрица переходят в высокоэнергетическое неравновесное состояние, что вызывает развитие диссипативных процессов, связанных со стремлением системы снизить энергию межфазных границ. В результате различных преобразований, развиваемых в этих границах, они переходят в состояние неустойчивого равновесия, которое определяет характер лазерно-закаленной структуры границ включение-матрица.

Термодинамическую оценку лазерного упрочнения границ включение-матрица можно представить в виде соотношения двух конкурирующих процессов: активации за счет энергии лазерного излучения и пассивации за счет потоков высвобождаемой энергии (плавления и кристаллизации, скоростного массообмена, перераспределения системы дефектов, образования новых фаз и т.д.), стремящихся ослабить результаты внешнего воздействия:

$$R \cdot q_{упр} \cdot \tau_{упр} = \Delta U_{внут} + q_{отвод} \cdot \tau_{отвод} \qquad (4.19)$$

где R – коэффициент поглощения, $q_{упр}$ – плотность мощности лазерного излучения, оп-ределяемая энергией излучения, $\tau_{упр}$ – время воздействия лазерного импульса, $\Delta U_{внут}$ – приращение внутренней энергии границы включение-матрица, $q_{отвод}$ – плотность отводимого энергетического потока, $\tau_{отвод}$ – время отведения потока энергии от межфазной границы.

По-видимому, уровень лазерного упрочнения границы включение-матрица определяется оптимальным соотношением

скорости диссипативных процессов в границе за счет массопереноса, перераспределения межфазных дефектов, сопряжения решеток включения и матрицы, и скорости активационных процессов, которые приводят к повышению концентрации элементов и межфазных дефектов. Описанные выше фазовые и структурные превращения, проходящие в процессе контактного взаимодействия включений и матрицы стали в гипернеравновесных условиях лазерного воздействия, позволяют реализовать возможности трансформации границ включение-матрица.

Исследование особенностей формирования зон контактного взаимодействия в стальной матрице и включениях при лазерном воздействии, а также упрочнения границ включение-матрица позволили выявить ряд закономерностей трансформации границ включение-матрица [5]:

- в результате легирования локальных участков матрицы в условиях аномального массопереноса от внутренних источников (неметаллических включений) вблизи включений создаются ликвационные упрочненные зоны, представляющие собой градиентные и композиционные слои различного типа: слоистые с каскадным и «пятнистым» распределением элементов и нанотвердости, дисперсные с разным типом упрочняющих фаз и комбинированные;
- в поверхностных слоях включений в результате аномального массопереноса элементов из матрицы создаются градиентные и композиционные участки слоистого типа с каскадным ликвационным распределением элементов, «туннельные», квазиэвтектические, а также дисперсные с разными типами второй фазы, формирование которой связано с распадом жидкого или твердого раствора, либо с восстановлением оксидов;
-путем взаимного легирования в системе включение-матрица создаются градиентные и композиционные слои, имеющие гетерогенное строение и состоящие либо из твердых растворов

разной степени легированности, либо из пластичной (твердой) матрицы и твердых (пластичных) дисперсных включений. Наличие каскадных слоев в матрице и (или) включении свидетельствует о волновой природе контактного взаимодействия этих фаз в процессе массообмена при лазерном воздействии;

-границы включение-матрица претерпевают изменения, связанные с электронным взаимодействием фаз, сдвиговым сопряжением кристаллических решеток, где важную роль играют сдвиговые полиморфные превращения в матрице и включении, а также фазовым распадом и формированием гипернеравновесных граничных фаз – кристаллических, нанокристаллических или аморфных, имеющих однофазную, либо многофазную, в том числе квазиэвтектическую структуру, армирующую структуру стали.

Таким образом, при лазерном упрочнении сталей, содержащих неметаллические включения, происходит совмещение лазерной термообработки с микролегированием локальных участков матрицы от внутренних источников – неметаллических включений. Это открывает возможности формирования межфазных границ включение-матрица с заданными свойствами путем искусственного регулирования степени растворения исходных включений и уровня насыщения прилегающих участков матрицы элементами включений, а также характера структуры прилегающих к включению зон матрицы при изменении режима лазерного воздействия и программного получения неметаллических включений в стали. Стабильность лазерного упрочнения матрицы вблизи включений связана с определенным интервалом энергии импульса и увеличивается при увеличении длительности импульса излучения. Оптимальное сочетание энергетического уровня лазерного нагрева и типа неметаллического включения позволяет эффективно конструировать структуру межфазных границ включение-матрица в зависимости от характера

процессов, приведших к их трансформации при лазерном воздействии.

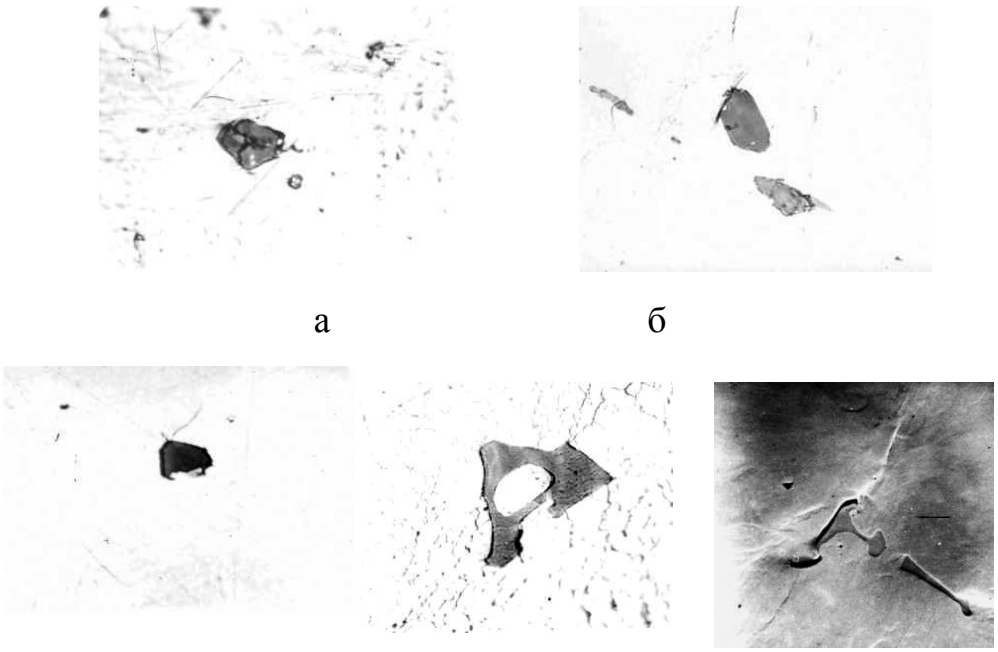
4.3. Влияние предварительной тепловой обработки на разрушение межфазных границ включение-матрица при пластической деформации

Влияние высокотемпературного отжига. Поскольку диффузионное взаимодействие между включениями и стальной матрицей при высокотемпературном отжиге вызывает перестройки в структуре границ включение-матрица, а также залечивание микропор, это должно приводить к изменению сил сцепления включений с матрицей, то есть изменению адгезионных связей на межфазных границах, и изменять величину модуля сдвига последних $G_{\text{В-М}}$. Это неизбежно повлечет изменение поведения границ включение-матрица при пластической деформации, а также параметров образования микроразрушений, что должно свидетельствовать об увеличении адгезионных связей на межфазных границах, иными словами, при отжиге происходит локальная диффузионная микросварка несмачиваемых и плохо смачиваемых включений и стальной матрицы [5, 151].

Исследовали влияние высокотемпературного отжига на механизм и параметры образования микроразрушений вблизи неметаллических включений при деформации растяжением в интервале 25…1200°С, т.е. при горячей, теплой и холодной пластической деформации стали. В изучаемых сталях присутствуют неметаллические включения, склонные к образованию двух видов микроразрушений: трещин в самих включениях ($FeO{\cdot}SiO_2$, $MnO{\cdot}SiO_2$, $FeO{\cdot}MnO$) и вязких полостей на границах включение-матрица (Al_2O_3, $MnO{\cdot}Al_2O_3$, $MgO{\cdot}Al_2O_3$) [5 - 7]. Предварительный отжиг не повлиял на механизм образования микроразрушений в виде хрупких трещин в железомарганцевых силикатах и оксидах (рис. 4.39, а), однако, изменились параметры их зарождения и развития.

Для включений корунда и шпинелей, склонных к образованию полостей путем расслоения межфазных границ включение-матрица, на первый взгляд, предварительный отжиг

не изменил механизм образования микроразрушений. Также наблюдали разобщение межфазных границ, однако это были не полости, как при обычном растяжении. После предварительного отжига и деформации на межфазных границах включение-матрица образовались хрупкие расслоения (рис. 4.39, б - д). Кроме того, наблюдали разрушение самих включений, чего не было при растяжении без предварительного отжига.



а б в г д

Рис. 4.39. Микроразрушения вблизи включений после отжига и деформации при температурах 900 (б) 1000 (а, г, д) и 1100^0С (в) : а – $MnO{\cdot}SiO_2$, R7, б – $MnO{\cdot}Al_2O_3$, R7, в - $MnO{\cdot}Al_2O_3$, 08Ю, г, д – (Fe,Mn)S, НБ-57; х900

Интересно отметить, что критические размеры включений с микроразрушениями практически не изменилисm и, как и после деформации без предварительного отжига, составляли 6…12 мкм в интервале температур 25…1200°С. Однако возросли критические степени деформации $\varepsilon_{кр}$, при которых возникали хрупкие расслоения (примерно на 8…15%, табл. 4.20). Если отжиг не проводился, то овальные полости вблизи

включений возникали в интервале температур деформации 25…1200°С для стали 08Ю при $\varepsilon_{кр}$ = 4…42 % и для стали R7 — при $\varepsilon_{кр}$ = 1…3 %. После предварительного отжига в стали 08Ю возникали хрупкие расслоения при $\varepsilon_{кр}$ = 15…46 % и в стали R7 при $\varepsilon_{кр}$ = 10…37 %. Трещины в самих включениях в стали 08Ю образовались при $\varepsilon_{кр}$ = 19…48 %. Чем выше температура, тем больше было значение критической степени деформации для всех видов включений и сталей, поскольку возрастала пластичность матрицы, за исключением интервала температур, в котором пластичность матрицы снижалась благодаря фазовому переходу феррит ↔ аустенит.

Из таблицы 4.20 очевидно, что проявляется влияние скорости деформирования на величину $\varepsilon_{кр}$. При температурах холодной и теплой деформации стали, когда не происходит проскальзывание вдоль границ включение-матрица, с увеличением скорости деформирования величина $\varepsilon_{кр}$ для всех видов включений и микроразрушений уменьшается в связи с интенсификацией процесса деформационного упрочнения как матрицы, так и границ включение-матрица. При температурах горячей деформации, когда происходит проскальзывание вдоль границ включение-матрица, влияние скорости деформирования несколько сложнее. При переходе от V_1 к V_2 величина $\varepsilon_{кр}$ возрастает в связи с увеличением интенсивности проскальзывания, способствующего деформационному упрочнению и пластической релаксации границ включение-матрица; при переходе от V_2 к V_3 величина $\varepsilon_{кр}$ уменьшается из-за затрудненности протекания динамических релаксационных процессов в этих границах. Критические размеры включений корунда и шпинелей в случае их хрупкого разрушения находились в пределах 10…16 мкм. Резко изменилось и количество включений с микрорасслоениями и трещинами на определенной площади шлифа (9 мм^2): если без предварительного отжига при достижении степени деформации 20% дефекты возникли у 78% включений при 25°С и 69% включении при 1200°С [5 - 7], то и случае предварительного отжига эти показатели составили соответственно 41 и 28%. С увеличением степени деформации при всех температурах испытания количество включений корунда и шпинелей (так же, как и силикатов) с дефектами возрастало, но с повышением

температуры доля опасных включений уменьшалась. Такие закономерности наблюдались при проведении предварительного отжига и без него [5 - 7]. Влияния режима предварительного отжига на скорость роста хрупких расслоений не выявлено, так как их рост происходит практически мгновенно, поскольку он, по-видимому, не связан с развитием проскальзывания и деформации в прилегающих участках матрицы. Дальнейшее развитие деформации стали приводит к распространению трещин от включений в матрицу, при этом просматриваются три варианта их развития: первые два связаны с ростом трещин из хрупких расслоений или трещин во включении, третий связан с зарождением новых трещин вблизи включений вследствие затрудненности пластической деформации/.

Таблица 4.20.

Влияние предварительного отжига (1200^0C, 5 ч) на величину критической степени деформации $\varepsilon_{кр}$, %, при достижении которой образуются микроразрушения вблизи включений при разных температурах и скоростях деформирования (V_1, V_2, V_3): 1 - хрупкое расслоение на границе включение-матрица, 2 - трещина во включении

Температура деформации, ^{0}C, вид микроразрушения		Al_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$ (R7)		(Fe, Mn)S (R7)		Fe S -(Fe, Mn)S (НБ-57)	
		V_1 V_2 V_3		V_1 V_2 V_3		V_1 V_2 V_3	
25,	1	14; 10; 10		16; 14; 12		17; 14; 14	
	2	22; 19; 18		25; 24; 20		26; 20; 20	
600,	1	14; 13; 11		18; 15; 15		18; 14; 12	
	2	24; 21; 19		26; 25; 22		25; 22; 20	
900,	1	28; 26; 25		24; 24; 20		25; 24; 20	
	2	20; 20; 19		25; 23; 18		28; 23; 23	
1100,	1	30; 34; 31		32; 38; 33		28; 34; 30	
	2	36; 41; 37		-		37; 43; 40	
1200,	1	32; 37; 34		34; 40; 36		15; 20; 16	
	2	42; 47; 44		-		-	

Изменение параметров образования и развития расслоений на границах включение-матрица после высокотемпературного

отжига связано с резким уменьшением размеров включений в результате их диссоциации (растворения), диффузионного дробления и образования «сателлитов», являющихся концентраторами и релаксаторами напряжений, а также изменением состояния межфазных границ. В условиях выдержки при высоких температурах в межфазных границах включение-матрица произошли значительные структурные и фазовые превращения, вызвавшие перестройку их структуры, в частности изменение характера сопряжения решеток включения и матрицы.

Таким образом, диффузионное взаимодействие между включениями и стальной матрицей при отжиге, приведшее к диффузионно-сдвиговому упрочнению границ включение-матрица, способствует усилению адгезионных связей на межфазных границах и, как следствие, изменению величины модуля сдвига последних $G_{\text{В-М}}$, а это, по-видимому, в свою очередь, способствует изменению соотношения между величинами модулей сдвига границы включение-матрица $G_{\text{В-М}}$, включения $G_{\text{В}}$ и стальной матрицы $G_{\text{М}}$. Все это приводит к изменению параметров процесса проскальзывания вдоль границ включение-матрица, а также механизма образования микроразрушений вблизи включений, склонных при обычном растяжении к образованию полостей путем вязкой декогезии этих границ. При холодной и теплой деформации после предварительного отжига образованию хрупких расслоений вдоль границ включение-матрица не предшествует пластическое поведение этих границ, поэтому хрупкая декогезия границ выглядит вполне естественной. При температурах горячей деформации пластическое поведение границ включение-матрица предшествует их хрупкой декогезии, что связано с влиянием предварительного термического упрочнения границ, накладывающегося на деформационное упрочнение в процессе проскальзывания [5, 6], что вместе приводит к снижению запаса их пластичности.

Характер изменения параметров образования микроразрушений – хрупких расслоений на границах включение-матрица свидетельствует об изменении адгезионных связей на межфазных границах, иными словами, при отжиге происходит локальная диффузионная микросварка

несмачиваемых и плохо смачиваемых включений и стальной матрицы.

Таким образом, исследовано влияние отжига на механизм образования и развития микроразрушений вблизи включений при температурах 25…1200^{0}С. Определены параметры этих процессов при различных температурно-скоростных режимах деформации с учетом характера протекания в границах включение-матрица пластической релаксации напряжений. Показано, что предварительный отжиг изменяет механизм образования микроразрушений вдоль границ включение-матрица, а также способствует резкому снижению количества включений с микроразрушениями (в 1,9 раз при 25^{0}С и 2,4 раза при 1200^{0}С), т.е. уменьшает долю опасных неметаллических включений в стали.

При температурах горячей деформации пластическое поведение границ включение-матрица предшествует их хрупкой декогезии, связанной с влиянием предварительного термического упрочнения границ, накладывающегося на деформационное упрочнение в процессе проскальзывания, что вместе приводит к снижению запаса их пластичности. На рис. 4.40 приведены схемы трансформации границ включение-матрица в процессе проскальзывания и образования микроразрушений после предварительного высокотемпературного отжига.

Очевидно сложные изменения структуры границ включение-матрица и приграничных зон в матрице и включениях при отжиге способствовали не только затруднению проскальзывания, но и образованию микроразрушений в виде хрупких расслоений вдоль межфазных границ, а также хрупких микротрещин.

Влияние лазерной обработки. Исследовано влияние предварительного лазерного воздействия на механизм образования микроразрушений вблизи включений при высокотемпературной деформации. Вблизи всех видов включений после ЛТО при растяжении наблюдали локализацию деформации, приводящую к возникновению микроразрушений. Известно, что для многих включений при обычном растяжении характерно образование полостей (вязких трещин) путем расслоения вдоль межфазных границ включение-матрица [5, 6].

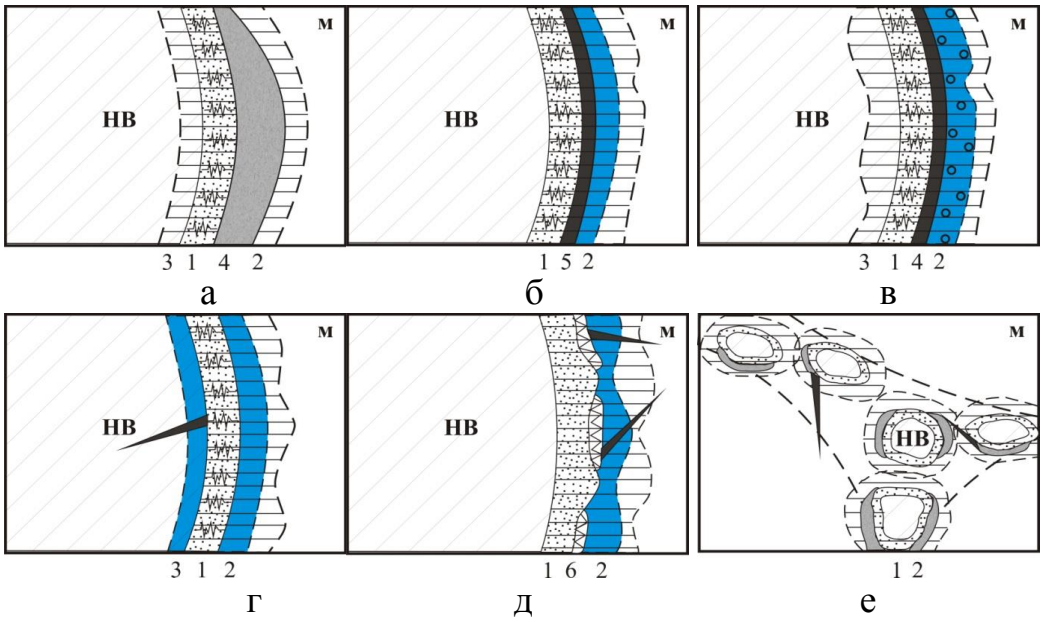


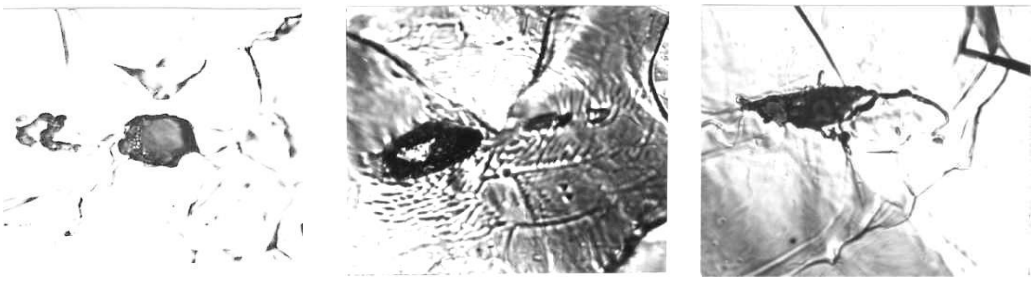
Рис. 4.40. Схемы образования микроразрушений на границах включение-матрица в процессе деформации после предварительного высокотемпературного отжига: 1 – граница включение-матрица, 2 – зона приграничной деформации в стальной матрице, 3 – зона приграничной деформации во включении, 4, 5 – хрупкое расслоение вдоль границы включение-матрица, 6 – трещины вблизи граничной фазы

Это включения оксидов в сталях 08Ю, 08кп, 08Х, сульфидов и сульфидных эвтектик в сталях НБ-57, ШХ15, 08Ю, силикатов в стали 12ГС. В то же время для включений с титаном в стали 08Т, силикатов в стали 08Ю более характерно образование хрупких трещин в самих включениях. Исследования микроразрушений в колесной стали, деформированной без предварительного лазерного воздействия, позволили получить результаты, соответствующие данным, полученным в работах [5 - 7].

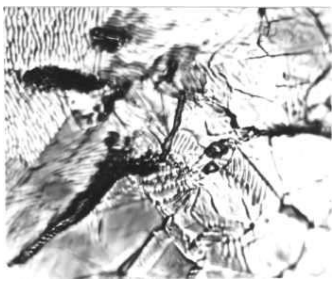
Вблизи включений Al_2O_3, $MnO.Al_2O_3$ возникли полости, представляющие собой вязкие трещины (рис. 4.41, а). Вблизи железо-марганцевых сульфидов также наблюдали полости (рис. 4.41, б), кроме того, в самих сульфидах иногда наблюдали трещины. Железо-марганцевые силикаты при всех температурах, независимо от степени их пластичности не проявили склонности к образованию полостей, в них возникали

хрупкие трещины (рис. 4.41, в). При температурах плавления легкоплавких сульфидных эвтектик в стали возникали полости, заполненные расплавом, от которых развивались трещины (рис. 4.41, г).

Определены критические степени деформации, при достижении которых возникали микроразрушения вблизи включений без предварительного лазерного воздействия (табл. 4.21). Очевидно, чем выше температура деформации, тем больше величина критической степени деформации $\varepsilon_{кр}$ для всех видов включений и микроразрушений. Однако при плавлении сульфидов и силикатов величина $\varepsilon_{кр}$ резко снижается вследствие развития красноломкости [5, 6]. Проявилось влияние скорости деформирования (скорости перемещения захватов V_1 ,V_2 ,V_3) на величину $\varepsilon_{кр}$, при достижении которой возникают микроразрушения вблизи включений. При переходе от V_1 к V_2 ее величина возрастает в связи с увеличением интенсивности проскальзывания, способствующего деформационному упрочнению межфазных границ включение-матрица; при переходе от V_2 к V_3 величина $\varepsilon_{кр}$ опять снижается из-за затрудненности протекания динамических релаксационных процессов в границах включение-матрица (табл. 4.21).



а б в



г

Рис. 4.41. Включения в колесной стали после горячей деформации без предварительного лазерного воздействия; а – $MnO.Al_2O_3$; б – FeS-(Fe,Mn)S; в - $MnO{\cdot}SiO_2$; г – FeS-(Fe,Mn)S; x500

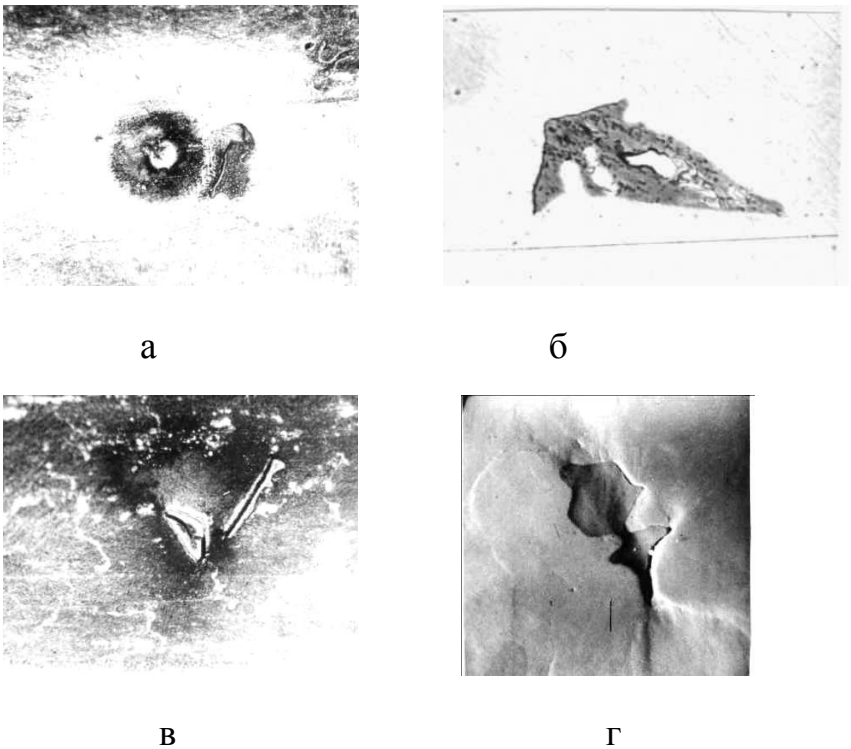
Таблица 4.21

Величины критической степени деформации $\varepsilon_{кр}$,%, при достижении которой возникают микроразрушения вблизи включений в колесной стали при разных скоростях деформирования (V_1 ,V_2 ,V_3)

Включение, дефект	Скорость деф.	Температура деформации, ^{0}C		
		1000	1100	1200
Al_2O_3 , $MnO\cdot Al_2O_3$ полости без ЛТО	V_1	17	22	30
	V_2	22	28	36
	V_3	18	24	32
(Fe,Mn)S полости без ЛТО	V_1	24	28	8
	V_2	29	33	14
	V_3	25	30	10 оплав
$(Fe,MnO)\cdot SiO_2$,трещины во включении без ЛТО	V_1	5	22	25
	V_2	9	30	35
	V_3	7	25	28
Al_2O_3 , $MnO\cdot Al_2O_3$ хрупкие расслоения на границах включение-матрица после ЛТО, $W_{имп}$ = 25 Дж, $\tau_{имп} = 3{,}6\cdot10^{-3}$ с	V_1	25	32	35
	V_2	30	37	42
	V_3	26	33	38
(Fe,Mn)S, хрупкие расслоения на границах включение-матрица после ЛТО, $W_{имп}$ = 25 Дж, $\tau_{имп} = 3{,}6\cdot10^{-3}$ с	V_1	30	35	15
	V_2	35	42	20
	V_3	31	38	14 оплав
$(Fe,MnO)\cdot SiO_2$, трещины во включении после ЛТО, $W_{имп}$ = 25 Дж, $\tau_{имп} = 3{,}6\cdot10^{-3}$ с	V_1	14	25	29
	V_2	22	37	42
	V_3	16	30	35

В настоящем исследовании у включений оксидов Al_2O_3, $MnO\cdot Al_2O_3$, $MgO\cdot Al_2O_3$, сульфидов, сульфидных эвтектик FeS-FeO, (Fe,Mn)S-FeS, не находящихся в зоне лазерного облучения,

при последующей горячей деформации появились полости. В то же время ни у одного включения в пределах пятен облучения полостей не было. Наблюдалась ярко выраженная локализация горячей деформации матрицы при степенях деформации до 30…35 %. Дальнейшее повышение степени деформации привело к образованию вдоль межфазных границ тонких расслоений, представляющих собой хрупкие трещины (рис. 4.42). Они появлялись в зоне лазерного воздействия у включений оксидов, сульфидов и силикатов. На завершающих этапах деформации, предшествующих разрушению образцов, в матрице вблизи включений наблюдались хрупкие трещины, которые являлись продолжением хрупких расслоений на межфазных границах, либо возникали у включений вследствие торможения сдвигов в матрице. Развитие этих трещин и приводило к макроразрушению образцов.



а б

в г

Рис. 4.42. Включения после лазерного воздействия и деформации в колесной стали: а – $MnO.Al_2O_3$; б – FeS-(Fe,Mn)S; в,г – (Fe,Mn)S; х500

Критическая степень деформации, при достижении которой у включений оксидов и сульфидов зарождаются трещины после предварительного лазерного воздействия, зависит от температуры деформации (табл. 4.21). Очевидно, что значения $\varepsilon_{кр}$ в случае предварительного лазерного воздействия для всех типов включений существенно выше, чем без ЛТО; это объясняется влиянием предварительного лазерного упрочнения границ включение-матрица. Проявилось влияние скорости деформирования (скорости перемещения захватов V_1 ,V_2 ,V_3) на величину критической степени деформации $\varepsilon_{кр}$, при достижении которой возникают микроразрушения вблизи включений после предварительной ЛТО. При переходе от V_1 к V_2 ее величина возрастает в связи с увеличением интенсивности проска-льзывания, способствующего деформационному упрочнению и пластической релакса-ции межфазных границ включение-матрица; при переходе от V_2 к V_3 величина $\varepsilon_{кр}$ опять снижается из-за затрудненности протекания динамических релаксационных процессов в границах включение-матрица (табл. 4.21). На величину $\varepsilon_{кр}$ влияет также режим предварительного лазерного воздействия.

Анализ результатов исследований показал, что значения $\varepsilon_{кр}$ возрастают при всех режимах лазерного воздействия, однако, минимально повышаются при граничных значениях энергии лазерного импульса, и в большей степени – при $W_{имп}$ = 18…25 Дж**,** что указывает на наличие интервала энергий импульсного лазерного воздействия, позволяющего получать максимальное лазерное упрочнение границ включение-матрица (табл. 4.22). Влияние времени предварительного лазерного воздействия проявляется в том, что с его увеличением величина $\varepsilon_{кр}$ возрастает благодаря более эффективному лазерному упрочнению границ включение-матрица.

Таблица 4.22.

Величина критической степени деформации $\varepsilon_{кр}$,% для разных типов включений в колесной стали при температуре 1100^0С и разных режимах предварительной лазерной обработки (для V_2)

$W_{имп}$, дж	$\tau_{имп} \cdot 10^{-3}$, с	Al_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$	(Fe, Mn)S

10	1,0 3,6	30 36	34 39
18	1,0 3,6	35 39	39 45
25	1,0 3,6	37 42	42 46
30	1,0 3,6	32 36	35 39

Критический размер включений оксидов, вблизи которых возникают хрупкие трещины, зависит от температуры и существенно возрастает после ЛТО по сравнению с критическими размерами включений при образовании полостей без ЛТО. Следует отметить, что режим предварительного воздействия практически не влиял на критический размер включений (табл. 4.23), что связано, по-видимому, с основным упрочняющим воздействием ЛТО на межфазные границы включений. Сами включения остаются концентраторами напряжений в стали при любых условиях нагружения, величина которых определяется размером включения [5 - 7].

Скорость роста хрупких трещин от включений оксидов в матрицу уменьшается при повышении температуры деформации, но при всех температурах испытания остается выше, чем скорость роста полостей без облучения (табл. 4.23). Исключение составляет быстрый рост дефектов в случае плавления включений в процессе горячей деформации как без предварительного лазерного воздействия, так и после него (табл. 4.23). Влияние режима предварительной ЛТО на скорость роста хрупких расслоений не выявлено, так как их развитие на границах включение-матрица практически не связано с развитием деформации в окружающей матрице и проскальзывания на этих границах, что доказывает хрупкую природу этих трещин (табл. 4.24).

Таблица 4.23.

Влияние температуры деформации на критический размер включений $D_в$ и изменение размера полости $d_{пол}$ или хрупкого расслоения $l_{хр}$ с увеличением степени деформации колесной стали

Включение, дефект,	T, ^{0}C	$D_в$, мкм	ε, %	Параметр дефекта, $d_{пол}$, $l_{хр}$, мкм	
				$d_{пол}$	$l_{хр}$
$MnO{\cdot}Al_2O_3$, полость без ЛТО	1000	11	10 20 40	3 8 12	- - -
	1100	12	10	12	-
	1200	15	10	19	-
$MnO{\cdot}Al_2O_3$, хруп.расслоение после ЛТО, $W_{имп}$ = 25 Дж, $\tau_{имп} = 3{,}6{\cdot}10^{-3}$ с	1000	20	22 30 40	- - -	4 16 32
	1100	25	22	-	6
	1200	30	22	-	6
FeS-(Fe,Mn)S, полость без ЛТО	1000	15	10 20 40	3 10 18	- - -
	1100	18	10 20 40	4 (оплав) 38 50	- - -
	1200	20	10	28 (распл)	-
FeS-(Fe,Mn)S, хруп.расслоение после ЛТО, $W_{имп}$ = 25 Дж, $\tau_{имп} = 3{,}6{\cdot}10^{-3}$ с	1000	25	22 30 40	- - -	2 20 35
	1100	28	22	-	0 (распл)
	1200	38	22	-	0 (распл)

Хрупкие расслоения на границах включение-матрица вырастают практически мгновенно, тогда как полости без предварительной ЛТО развиваются значительно медленнее при всех температурах в результате пластической деформации матрицы. Дальнейшее развитие деформации стали приводит к распространению трещин от включений в матрицу, причем обнаружены три варианта их развития. Первые два этапа связаны с ранее образовавшимися микроразрушениями,

поскольку хрупкие расслоения и трещины из включений могут продолжаться в матрицу. Кроме того, вблизи включений, как правило около их концов или острых углов, появляются трещины, не связанные с микроразрушениями, возникшими на более ранних этапах деформации.

Таблица 4.24.

Значения критического размера включения $MnO.Al_2O_3$ $D_в$ и длины хрупкого расслоения $l_{хр}$ в колесной стали при температуре 1100^0C и разных режимах предварительной лазерной обработки (для V_2)

$W_{имп}$, Дж	$\tau_{имп} \cdot 10^{-3}$, с	$D_в$, мкм	$l_{хр}$, мкм
10	1,0	22	15
	3,6	24	16
18	1,0	25	17
	3,6	24	16
25	1,0	24	15
	3,6	25	16
30	1,0	25	17
	3,6	26	16

Микроразрушения, возникающие вблизи включений всех типов в процессе деформации после лазерного воздействия развиваются по трем этапам. Первый включает локализацию деформации, на втором - в матрице около включений возникают трещины, на третьем этапе трещины распространяются от включений в матрицу с образованием магистральной трещины. Количество этапов, как и в случае растяжения без облучения, осталось прежним, однако их характер и параметры развития существенно изменились. Лазерное облучение способствовало увеличению критических размеров включений всех типов и степени деформации, когда зарождались микроразрушения.

Таким образом, лазерное облучение способствует образованию хрупких трещин и расслоений вдоль границ включение-матрица, т.е. изменению типа микроразрушений

вблизи включений, склонных к образованию полостей при обычном растяжении.

Предварительное лазерное воздействие приводит к тому, что при горячей деформации стали происходит сдерживание проскальзывания вдоль границ включение-матрица, а хрупкие расслоения вдоль границ включение-матрица появляются при более высоких степенях деформации, чем вязкие полости без облучения. Поэтому можно говорить о том, что контактное взаимодействие включений с матрицей в момент лазерного воздействия приводит к упрочнению как границ включение-матрица, так и к упрочнению стали на определенных этапах деформации, т.е. повышению ее трещиностойкости. Существует интервал энергии лазерного луча – 18…25 Дж, обеспечивающий максимальное лазерное упрочнение границ включение-матрица, что проявляется в изменении параметров образования хрупких расслоений при горячей деформации.

Следует отметить, что при горячей деформации без предварительной ЛТО процесс проскальзывания вдоль границ включение-матрица предшествует вязкому расслоению этих границ в результате образования полостей (вязких трещин). При этом схема трансформации межфазной границы выглядит следующим образом (рис. 4.43, а, б): граница вязко разделяется на берега полости, к которым в случае недеформируемого или пластичного включения прилегают зоны проскальзывания и аккомодационной деформации в участках матрицы (и в пластичном включении). Такое сочетание пластических процессов релаксации напряжений в границах включение-матрица (проскальзывание и образование вязких трещин) выглядит естественным в условиях горячей деформации.

На рис. 4.44 приведены схемы трансформации границ включение-матрица в в процессе проскальзывания и разрушения после предварительного лазерного воздействия, приведшего к формированию сложных композитных и градиентных структур различных типов (см.гл. 4.2). Очевидно такие сложные локальные структуры межфазных границ и приграничных зон затрудняют процесс проскальзывания и способствуют формированию хрупких микроразрушений как вдоль границ включение-матрица, так и в пределах приграничных зон в связи

с их структурной неоднородностью независимо от уровня пластичности неметаллического включения.

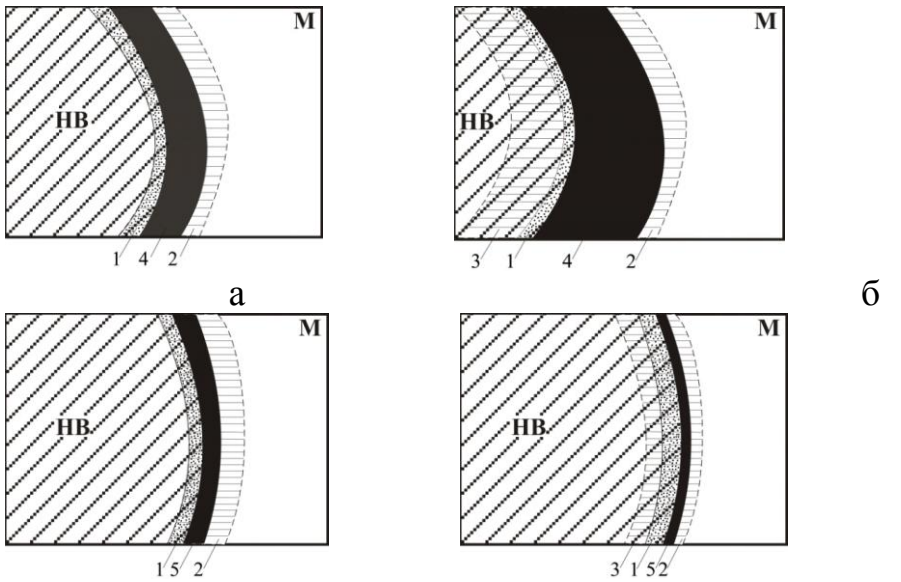


Рис. 4.43. Схемы трансформации границ включение-матрица при проскальзывании и образовании полости (а, б) либо хрупкого расслоения (в, г): 1 – граница включение-матрица, 2 – зона приграничной деформации в матрице, 3 - зона приграничной деформации во включении, 4 – полость, 5 – хрупкое расслоение

Лазерное воздействие привело к своеобразному поведению границ включение-матрица при горячей деформации. В их поведении сочетаются, на первый взгляд несовместимые процессы, а именно проскальзывание – пластическая релаксация напряжений, и хрупкое расслоение – хрупкая релаксация напряжений в изучаемых границах. Такое сочетание процессов обусловлено скоростным лазерным упрочнением границ включение-матрица, проявляющимся в сдерживании проскальзывания и зарождения микроразрушений путем хрупкой декогезии межфазных границ, что приводит к затруднению формирования вязких трещин и после накопления напряжений в границах в результате деформационного упрочнения - к изменению механизма образования микроразрушений вблизи включений. Лазерное воздействие привело к получению межфазных границ включение-матрица,

обладающих повышенной стойкостью к деформирующим высокотемпературным воздействиям, а также способных эффективно рассеивать подводимую извне энергию в момент пика напряжений с помощью пластической релаксации в результате проскальзывания. Однако, при исчерпании запаса пластичности этих границ происходит хрупкое расслоение как в случае недеформируемых, так и пластичных включений. К берегам хрупкой трещины (расслоения) прилегают зоны проскальзывания и аккомодационной деформации со стороны матрицы (и пластичного включения) (рис. 4.43, в, г).

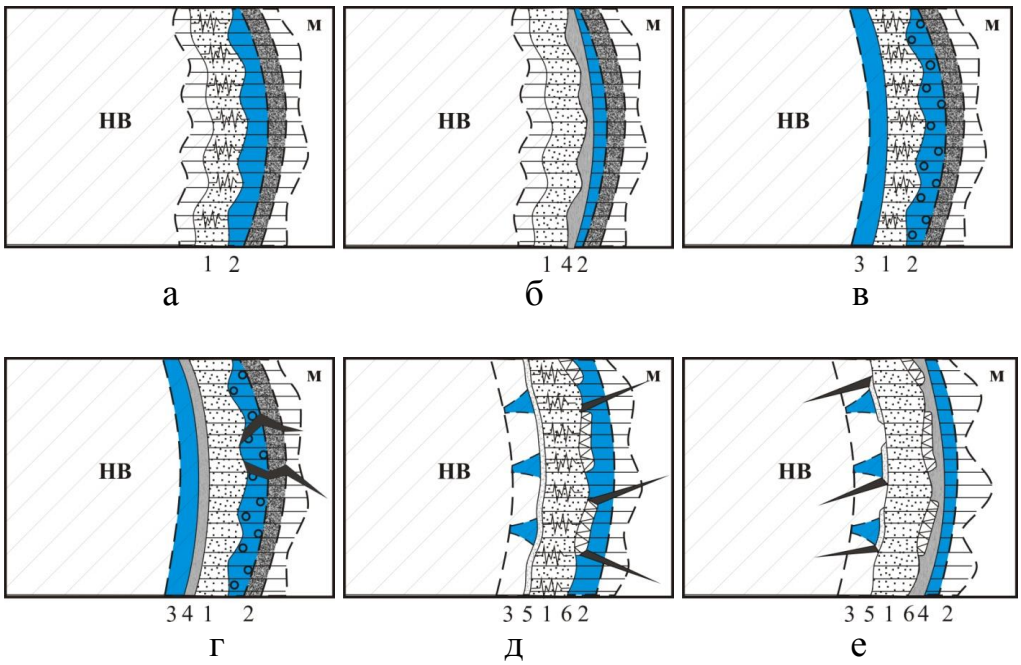


Рис. 4.44. Схемы трансформации границ включение-матрица в процессе проскальзывания и разрушения после предварительной ЛТО: 1 – граница включение-матрица, 2 – зона насыщения матрицы элементами включения, 3 - зона насыщения элементами матрицы во включении, 4 – хрупкое расслоение, 5 – сегрегация примеси, 6 – граничная фаза

Таким образом, установлено влияние температурно-скоростного режима деформирования, а также энергии лазерного импульса и длительности воздействия на параметры зарождения и развития хрупких расслоений. Показано, что при

резком нагреве и охлаждении может быть реализован сложный механизм релаксационных процессов на границах, имеющих сдвигово-«диффузионно»-фазовый характер. Изучена трансформация границ включение-матрица при высокотемпературном хрупком расслоении, сочетающая пластическую и хрупкую релаксацию напряжений в изучаемых границах, обусловленную их скоростным лазерным упрочнением. Определен интервал энергий лазерного луча (18 …25Дж), при которых эти эффекты выражены максимально. Стабильность лазерного упрочнения границ включение-матрица определяется этим интервалом энергии импульса и увеличивается при увеличении длительности импульса излучения. Показано, что при комбинированной обработке стали ЛТО + высокотемпературная деформация реализуются два механизма упрочнения межфазных границ включение-матрица: лазерное (высокоскоростное термическое, которое является многофакторным процессом) и деформационное.

4.4. Формирование микротрещин вблизи неметаллических включений при интенсивной пластической деформации стали

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) является одним из перспективных методов получения ультрадисперсной зеренной структуры металлических материалов, что позволяет получать высокопрочное состояние, а также уникальные функциональные свойства этих материалов без изменения химического состава. В настоящее время этим способом получены многие нанокристаллические цветные металлы и их сплавы. В то же время при изучении сталей в нанокристаллическом состоянии не исследовали влияние неметаллических включений на формирование структуры и образование трещин при ИПД. Целью настоящих исследований было изучение локальных процессов пластического структурообразования и образования микротрещин, происходящих в стальной матрице вблизи неметаллических включений при ИПД.

Образцы горячедеформированных сталей 08Ю, 08Х18Н10Т, 09Г2С, имеющие размеры ø20х80мм подвергали

пластической деформации методом РКУП за четыре прохода (один проход с углом пересечения каналов 90° и три прохода с углом 120°), что соответствовало истинной деформации 3,2. Структурный анализ проводили с помощью оптического микроскопа Olympus PME 3, а также электронных микроскопов JEM 100CX и JXA-50F.

В процессе ИПД в изучаемых сталях, подвергнутых равноканальному угловому прессованию РКУП, происходили изменения, связанные с формированием субмикрокристаллической зеренной структуры, сопровождающейся локализацией деформации вблизи неметаллических включений [152]. Процесс измельчения зерен сталей связан с внутризеренным скольжением, которое сопровождается делением зерен на области с различными системами скольжения и их вытягиванием вдоль направления главного удлинения. Происходит переход от непрерывной эволюции субструктуры к образованию полос локализованной деформации, при этом по мере увеличения числа циклов РКУП локализация охватывает весь объем деформируемого материала. Происходит вращение ячеек субструктуры, холодное проскальзывание вдоль зеренных границ (межзеренное скольжение), что приводит к увеличению разориентировок и фрагментированию мезополос деформации [153 - 155]. Вблизи неметаллических включений происходит локализация этих процессов, что связано с концентрациями деформационных напряжений, а также образованием вблизи включений повышенной плотности дислокаций [5, 6].

С точки зрения синергетической методологии физической мезомеханики необходимо определить природу возможных концентраторов напряжений, которые всегда имеются в нагружаемом твердом теле, а также механизмов неравновесных структурных превращений в локальных зонах концентраторов напряжений, где возможно образование микротрещин [51]. В сталях к таким концентраторам напряжений относятся неметаллические включения, а также межфазные границы включение-матрица, разделяющие две деформирующиеся фазы (включение и стальная матрица), которые имеют различные модули упругости, что способствуют потере сдвиговой устойчивости и возникновению различного рода

локализованных процессов структурных и фазовых превращений в матрице вблизи включений и в самих указанных границах при ИПД. На границе раздела включение-матрица при нагружении возникает осцилляция локальных напряжений, которые могут существенно превышать средние приложенные напряжения [51, 156]. Необходимо рассмотреть возможные процессы релаксации этих локальных напряжений вблизи неметаллических включений, что позволит повысить механические характеристики и снизить риск разрушения сталей, подвергнутых РКУП.

Известно, что для РКУП характерны напряженное и деформированное состояния, реализуемые в области простого сдвига, который обеспечивает однородное деформирование по системам параллельных плоскостей в заданном направлении [153]. Очевидно, в стальной матрице вблизи включений изменяется характер напряженного и деформированного состояний, как и при любых условиях деформации [5, 6]. Частицы включений нарушают однородность деформации и способствуют ее локализации; приращение деформации определяется углом поворота включения при его движении в пластической области. Вблизи включения реализуются разнообразные варианты пространственного развития деформации путем изменения положения плоскостей сдвига, характер которых очевидно зависит от степени пластичности включения. Присутствие неметаллических включений несомненно оказывает существенное влияние на развитие многократного сдвигового деформирования, используемого при режиме дробной деформации по фиксированным плоскостям со сдвигом во взаимно противоположных направлениях в сочетании с однородностью напряженного и деформированного состояний, а также на предельную пластичность сталей.

Вследствие градиентов пластической деформации в стальной матрице в процессе ИПД происходит пластическое вращение включений, служащих барьерами на пути движения дислокаций. Вблизи включений образуются зоны локализованной деформации (рис. 4.45, а), содержащие заторможенные искривленные фрагментированные полосы сдвига, оборванные субграницы, микродвойники, вихревые образования, обусловленные ротационной локализацией и образованием

дискретных разориентировок (рис. 4.45, б, в). Размеры ячеек субструктуры примерно в 2…3 раза мельче, чем вдали от включений, кроме того вблизи одного включения можно наблюдать несколько очагов ротационной локализации (рис. 4.45, г).

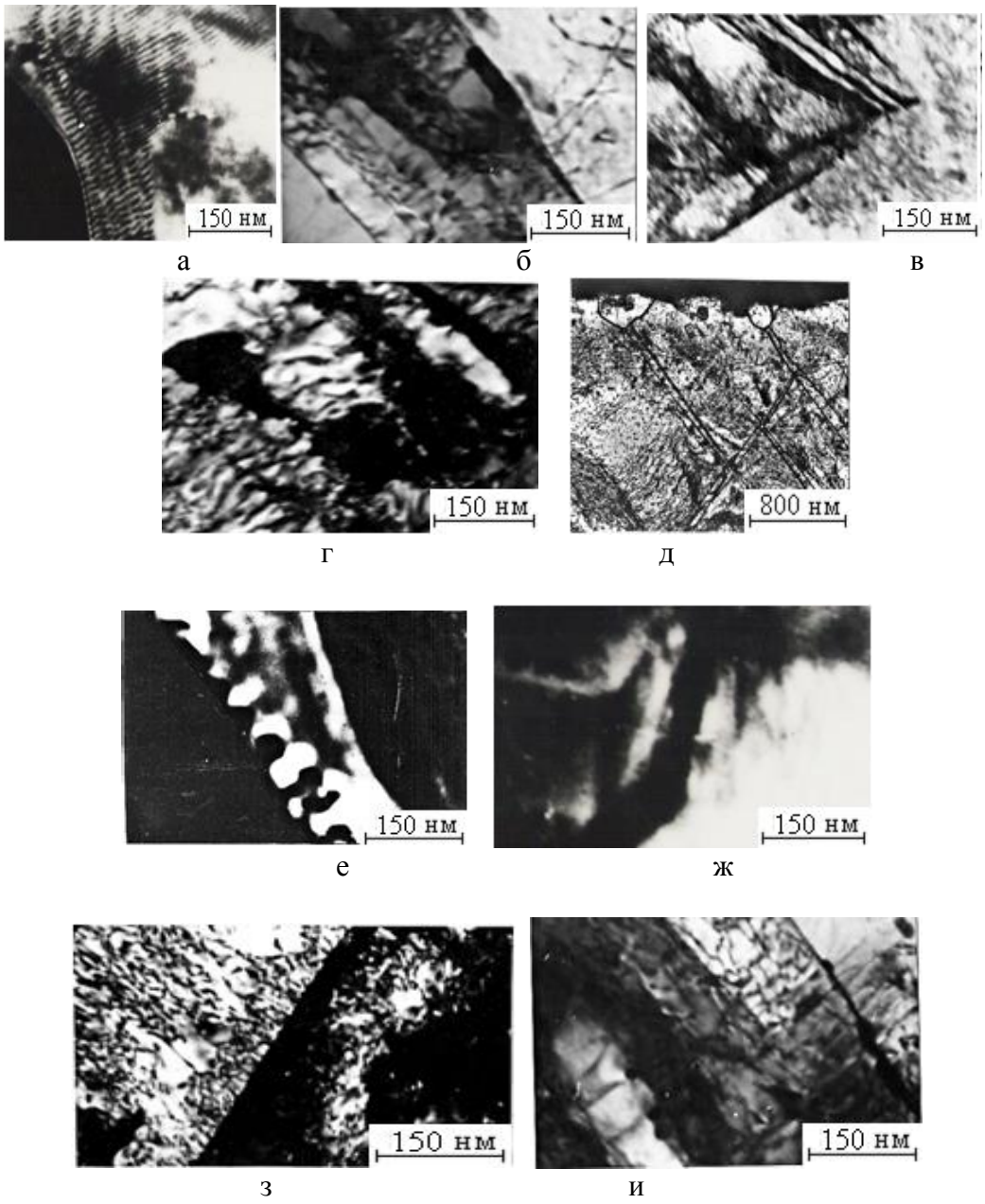


Рис. 4.45. Структура сталей 08Ю (а, е), 08Х18Н10Т (б – г, ж - и) и 09Г2С (д), деформированных РКУП, вблизи неметаллических включений

Анализ электронограмм, снятых от областей внутри мезополос деформации вблизи включений, свидетельствуют о том, что эти мезополосы являются двухфазными: один тип подполос имеет кристаллическую структуру исходного материала с определенной плотностью дислокаций, второй тип подполос является, так называемой, дефектной фазой, которая заполняет промежутки между фрагментами. В отдельных зонах мезополос развивается холодная динамическая рекристаллизация вследствие локального повышения температуры в результате диссипации механической энергии, что может привести к разогреву металла до температуры начала рекристаллизации. (рис. 4.45, д). Вероятность такого нагрева возрастает при существенных отличиях в расположении и колебании атомов, находящихся вблизи включений и на границах включение-матрица, по сравнению с атомами, находящимися внутри зерен. Вполне очевидно локализация деформации вблизи включений может вызвать рекристаллизационные процессы, как и в матрице вдали от включений, однако они проходят в условиях высокой концентрации дефектов кристаллического строения, которые не успевают перестроиться до такого уровня, чтобы обеспечить значительное разупрочнение этих участков. Возврат и рекристаллизация вблизи включений могут быть подавлены в значительной степени ограничением подвижности дислокаций примесями, находящимися в этих зонах матрицы в повышенном количестве [5, 103].

Следует учитывать, что в процессе ИПД в границах включение–матрица повышается плотность избыточных межфазных дефектов (внесенных дислокаций и неравновесных вакансий), что приводит к увеличению свободного объема этих границ и возрастанию их диффузионной проницаемости [157]. Наличие нескольких участков ротационной локализации вблизи включений способствует тому, что деформационные микровихри как бы „заметают” решеточные дефекты в границы включение–матрица. При увеличении разориентировки границ включение-матрица при ИПД поток входящих в них решеточных дислокаций превышает поток испускаемых границами дислокаций. В таких межфазных границах локализуется энергия деформации, которая ранее диссипировала

в объеме зерен и распространялась на увеличение внутренней энергии, а также на образование неравновесных точечных, линейных и поверхностных дефектов. Рост искажений и напряжений в неравновесных границах включение–матрица приводит к релаксационной перестройке их структуры и делокализации ядер дислокаций, находящихся в этих границах. В результате происходит холодное проскальзывание вдоль границ включение-матрица (рис. 4.45, е), которое может сопровождаться генерированием точечных и линейных дефектов в зерно. Причиной холодного проскальзывания вдоль границ включение–матрица является также аккомодация ротационных смещений вблизи включений. Следует отметить, что вдали от включений наблюдали признаки холодного межзеренного проскальзывания. Представляется очевидным, что после ИПД межфазные границы включение–матрица обладают повышенной граничной энергией, что обеспечивает высокие скорости диффузии в этих границах, по аналогии с границами зерен.

Эффекты, возникающие вблизи неметаллических включений при изменении структуры сталей происходят на мезоскопическом уровне. Они связаны с переходом при ИПД от непрерывного пластического течения к локализованному течению в микрополосах сдвига, которые формируются не только вблизи границ зерен, но и вблизи неметаллических включений и ориентированы вдоль континуальных линий скольжения. При локализованном микротечении в области ИПД полосы сдвига вблизи включений являются носителями деформации на значительно более тонком уровне, чем размер зерна. При многократном нагружении с изменением направления деформирования [153], происходит непрерывная эволюция дислокационной субструктуры, переход к локализации в полосах сдвига и ротационной локализации, введение большеугловых границ и образование стыковых дисклинаций в системе зеренных и межфазных границ включение-матрица. Последние создают мощные внутренние напряжения вблизи включений и способствуют коллективному характеру аккомодационного движения дислокаций, а также фрагментации (образованию разориентированных микрообластей) и вращению фрагментов, что обеспечивает условия для измельчения микроструктуры стали до уровня

размера ячеек субструктуры. Дислокационные ячейки трансформируются в границы фрагментов с увеличенными углами разориентировок и, наконец, в границы мелких зерен. Предел деформационного измельчения в целом определяется размером ячеек и зависит от природы материала и условий деформации [157]. В процессе ИПД зерна с нестабильными кристаллографическими ориентациями подразделяются на области с разными системами скольжения, которые вращаются, что сопровождается ростом фактора Шмида и текстурным разупрочнением [153]. При этом включения способствуют локальному формированию более дисперсной зеренной структуры стали.

Таким образом, вблизи включений возникает дефектный слой, представляющий сложную систему дислокационно-дисклинационного типа, где происходит аккомодационное коллективное движение дислокаций и оборванных дислокационных границ. Поскольку вблизи включений всегда повышена плотность точечных дефектов [103], именно в этих зонах локализованной деформации наиболее вероятна диффузионная аккомодация в системе дислокаций и стыковых дисклинаций, что является фактором, регулирующим предел деформационного измельчения зерен стальной матрицы вблизи включений. В целом в изучаемых сталях структурообразование при ИПД связано с формированием ориентированных структурных элементов, которые имеют размеры 100…260 нм и разделены большеугловыми границами, о чем свидетельствует наличие отдельных точечных рефлексов на кольцевой электронограмме. Для таких ориентированных элементов структуры характерно наличие дисперсных искривленных мезополос деформации, двойников, вытянутых субзерен, а в стали 08Х18Н10Т еще и мартенситных пластин [155]. С увеличением числа проходов происходила фрагментация мезополос деформации вблизи включений, что привело к существенному дроблению зерен [152]. Кроме того, появились отдельные равноосные зерна, обусловленные ростом разориентировок субграниц в развитой ячеистой структуре, что связано с развитием холодной динамической рекристаллизации [153]. Для полученных структур характерно увеличение плотности дислокаций до $(3{,}2…5{,}6)\cdot10^{12}$ $см^{-2}$, что на три

порядка выше по сравнению с исходным состоянием, а также увеличение нанотвердости с ростом числа проходов от 2,5 до 4,2 кН/мм^2 для разных исследованных сталей. Вблизи включений размеры зерен в существенно меньше, чем вдали от них и составляют 75…100 нм. Таким образом, при общем уровне зеренной структуры сталей, соответствующем субмикрокристаллическому состоянию, вблизи включений возникло локальное нанокристаллическое состояние, что свидетельствует о локальном наноструктурном упрочнении.

Возникающая структурная неоднородность, обусловленная формированием локального нанокристаллического состояния стальной матрицы вблизи включений, предполагает неоднородное развитие деформации при продолжающейся ИПД либо при последующем нагружении сталей с субмикрокристаллической зеренной структурой, полученной вследствие ИПД. На стадии формирования локального наноструктурного состояния в участках стальной матрицы вблизи включений происходит деформация материала по иному механизму, чем в случае обычных зеренных структур. Нанозерна стальной матрицы вблизи включений, полученные путем ИПД, имеют сильно искаженную кристаллическую решетку, содержат дефекты кристаллического строения, сильные микроискажения и имеют меньшие значения параметров кристаллической решетки по сравнению с субмикрокристаллическими и тем более с крупнокристаллическими материалами [154]. Межфазные границы включение-матрица и зеренные границы матрицы вблизи включений характеризуются высокой степенью неравновесности вследствие присутствия большого количества граничных дефектов (собственных и внесенных деформацией), которые вызывают значительные поля дальнодействующих упругих напряжений. Поэтому такие большеугловые межфазные и зеренные границы имеют избыточную энергию и характеризуются наличием значительных упругих дальнодействующих напряжений вследствие наличия большой плотности граничных дислокаций. Неравновесные межфазные и зеренные границы, по сравнению с равновесными, имеют повышенный свободный объем, что увеличивает их диффузионную проницаемость. Вблизи включений также

наблюдается концентрация упругих напряжений и деформаций, причем максимальные упругие деформации наблюдаются именно вблизи межфазных и зеренных границ по сравнению с таковыми в теле зерен.

Особенностью деформации нанокристаллических зон стальной матрицы вблизи включений является скольжение в зернах, которое сопровождается холодными аккомодационным зернограничным проскальзыванием и динамической миграцией границ, а также проскальзыванием вдоль границ включение-матрица (рис. 4.45, ж). Поскольку часть энергии при деформации превращается в теплоту, можно говорить в термических флуктуациях, способствующих проскальзыванию. Кроме того, появление термических флуктуаций на границах включение-матрица и зеренных границах вблизи включений и повышение их энергии может быть связано с подогревом указанных границ внесенными дислокациями. Локальный разогрев участков границ включение-матрица и зеренных границ матрицы вблизи включений способствует активации ротационных процессов в этих областях, а также миграции зеренных границ и росту зерен. Низкотемпературная динамическая рекристаллизация проходит не по классическому «диффузионному» механизму, а под влиянием внутренних напряжений («диффузия под напряжением»). Эти напряжения распределены неоднородно, что вызывает массоперенос, который также может быть связан с захватом атомов движущимися дислокациями и дисклинациями.

Скольжение в нанозернах вблизи включений, где велики внутренние напряжения и плотность дислокаций, затрудняется затрудненностью генерирования дислокаций неравновесными зеренными границами и границами включение-матрица. Очевидно, пластическое поведение нанокристаллических зон стальной матрицы вблизи включений при низкотемпературной деформации зависит от степени дефектности и неравновесности зеренных границ и границ включение-матрица, размеров нанозерен, а также от условий деформации (скорости, способа деформации). Исследование структуры участков стальной матрицы вблизи включений показал, что на границах зон с нанокристаллической и субмикрокристаллической структурой появились новые полосы локализованной деформации (рис. 4.45,

з, и), которые связаны со стесненностью пластического течения. Появление полос локализованной деформации сопровождалось фрагментированием и этот процесс происходил как структурно-фазовое превращение в зонах изогнутых подполос деформации, которые находятся в состоянии гидростатического растяжения (эффект «шахматной доски» двух разнородных сред) [51,155]. Очевидно, проявляется активная ролью поворотных мод деформации, порождаемых внутризеренными сдвигамив зонах стальной матрицы с различной структурой, которые создают на границах зерен своеобразное «шахматное» распределение нормальных и касательных напряжений. В результате происходят локальные структурные превращения, связанные с распространением деформационных дефектов (дислокаций, дисклинаций, двойников, мезополос локализованной деформации) в нанозерна и субмикрокристаллические зерна в зонах стальной матрицы вблизи неметаллических включений.

Таким образом, влияние неметаллических включений на локализацию деформации и процесс измельчения зеренной структуры сталей при ИПД связано с несколькими процессами:

1 - концентрация сдвиговых и моментных напряжений, способствующая формированию дальнодействующих полей напряжений с несколькими очагами ротационной локализации;

2 - возникновение полос локализованной деформации, которые связаны с переходом от непрерывного пластического течения к локализованному течению в микрополосах сдвига и от включений распространяются в стальную матрицу вдоль континуальных линий скольжения;

3 - образование зон стесненной деформации с неоднородной зеренной и фрагментированной структурой, в которых вблизи включений постепенно формируется наноструктурное состояние при общей субмикрокристаллической структуре стальной матрицы;

4 - развитие локальной динамической холодной рекристаллизации;

5 - появление новых полос локализованной деформации на границах зон с нанозеренной и субмикрокристаллической структурой вблизи включений;

6 - повышение энергии межфазных границ включение-матрица;

7 - развитие холодного проскальзывания вдоль этих границ.

Очевидно, при ИПД должно проявляться влияние неметаллических включений на образование микротрещин, как и при любом другом виде пластической деформации [5, 6]. Действительно, вблизи включений в участках локализованной деформации стальной матрицы наблюдали появление вязких микротрещин (рис. 4.46, а – в), а также полостей – вязких микротрещин, связанных с расслоением или вязкой декогезией межфазных границ включение-матрица (рис. 4.46, г, д).

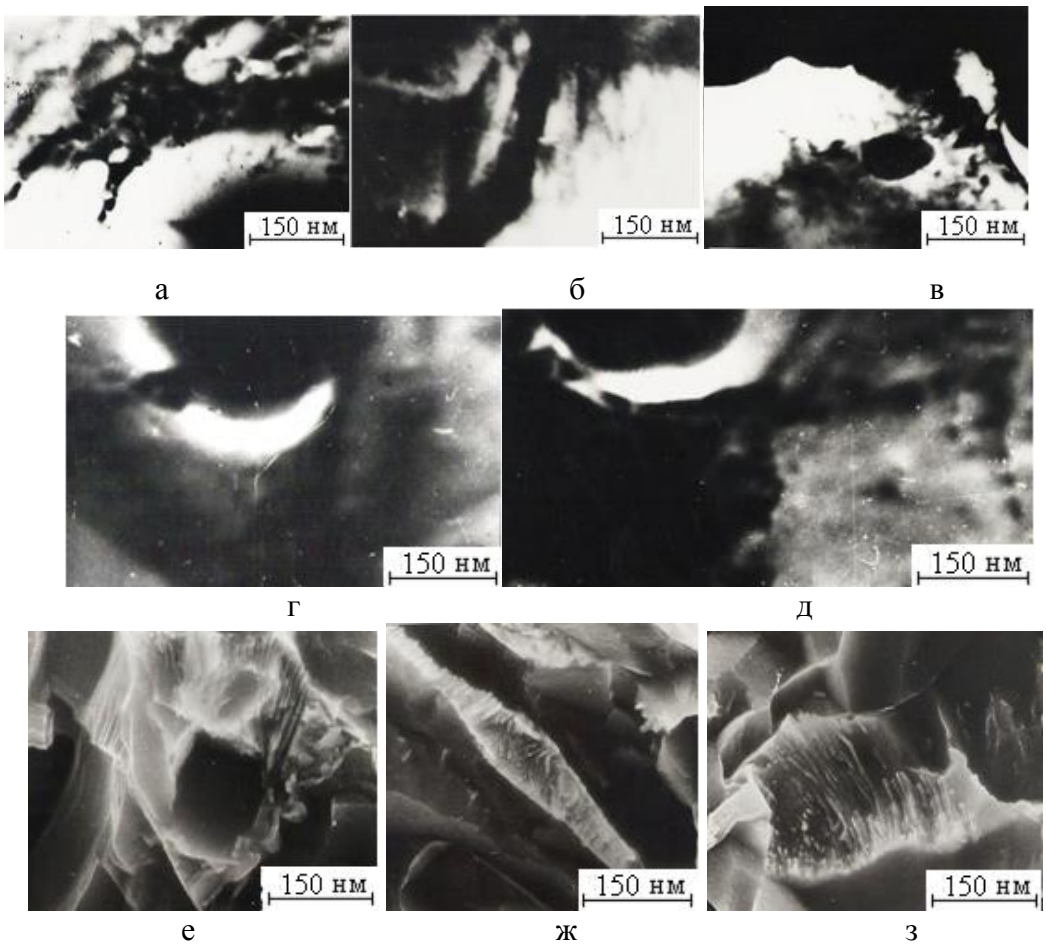


Рис. 4.46. Микротрещины вблизи включений, возникшие в процессе ИПД в сталях 08Х18Н10Т (а – в, е, ж) и 08Ю (г, д, з)

Исследование микротрещин в сталях после ИПД показало, что проявляется влияние типа неметаллического включения на механизм их образования. Вблизи включений силикатов, карбонитрида титана, имеющих высокий уровень когезивной

прочности межфазных границ включение-матрица, наблюдали появление вязких микротрещин (рис. 4.46, а – в). В то же время, для включений корунда и шпинели характерно формирование полостей в результате вязкой декогезии границ включение-матрица (рис. 4.46, г, д). Очевидно, и в условиях ИПД сохраняется влияние исходной структуры межфазных границ включение-матрица, обусловленное различным уровнем смачиваемости включсений жидкой сталью, на их когезивную прочность и механизм образования микроразрушений [5, 6]. Размеры вязких трещин в матрице вблизи включений и полостей существенно меньше, чем в случаях включений аналогичных размеров при обычной деформации [5, 6], хотя проявляется влияние размера частиц $D_в$ на размер микроразрушений: чем больше $D_в$, тем больше размер микроразрушений. Следует отметить, что при ИПД не возникали хрупкие микротрещины в стальной матрице вблизи включений, что связано с высоким уровнем пластичности в этих условиях.

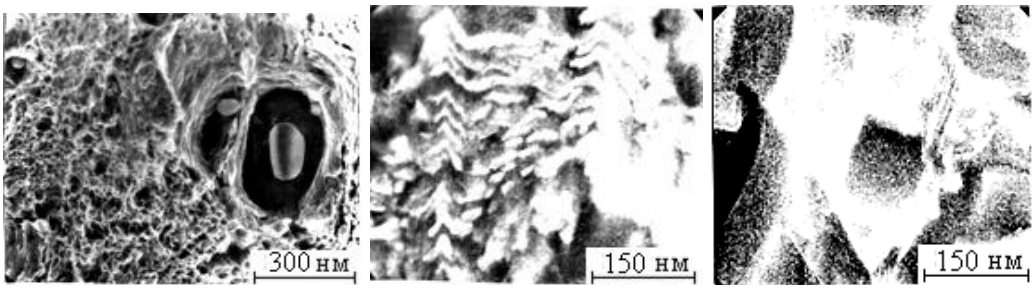
Анализируя выше перечисленные факторы, определяющие пластическое поведение сталей при ИПД, следует отметить, что часть из них способствует концентрации напряжений вблизи включений и образованию микротрещин, а именно 1, 3, 5, 6. В то же время происходит влияние факторов 2, 4, 7 на релаксацию напряжений вблизи включений при ИПД. Формирование микротрещин в стальной матрице вблизи включений силикатов и карбонитрида титана связано с концентрацией сдвиговых и моментных напряжений, способствующей формированию дальнодействующих полей напряжений с несколькими очагами ротационной локализации, а также с образованием зон стесненной деформации, имеющих неоднородную зеренную и фрагментированную структуру, в которых вблизи включений возникло наноструктурное состояние при общей субмикрокристаллической структуре стальной матрицы. Пластическая релаксация напряжений вблизи включений проходит в результате формирования полос локализованной деформации при переходе от непрерывного пластического течения к локализованному течению в микрополосах сдвига, а также развития локальной холодной динамической рекристаллизации и холодного проскальзывания вдоль границ включение-матрица. В отличие от обычной деформации, в

случае ИПД действует гораздо больше процессов, ответственных за релаксацию напряжений вблизи включений. Поэтому наблюдали появление мелких вязких микротрещин в стальной матрице, не имеющих существенного распространения от включений. Поверхность этих трещин носила следы пластических процессов, проходивших в зонах стесненной деформации вблизи включений (рис. 4.46, а, е, ж).

Известно, что для появления полостей вблизи включений необходимы условия, способствующие выходу решеточных дислокаций на межфазные границы включение-матрица, что приводит к вязкой декогезии этих границ [5, 6]. Очевидно, при ИПД также действует этот механизм образования полостей вблизи включений. Появление полостей вблизи включений корунда и шпинели при ИПД также связано с концентрацией сдвиговых и моментных напряжений, способствующей формированию дальнодействующих полей напряжений с несколькими очагами ротационной локализации, а также с образованием зон стесненной деформации, имеющих неоднородную зеренную и фрагментированную структуру. В то же время границы зон наноструктурного состояния, сформировавшего непосредственно вблизи включений, и субмикрокристаллической структуры стальной матрицы, возникшей вдали от включений, находятся на расстоянии от межфазных границ включение-матрица, равном ширине зон с нанокристаллической структурой. Поэтому возрастает роль наноскристаллического высокопластичного состояния на уровень концентрации напряжений непосредственно вблизи границ включение-матрица. Развитие пластического течения в этих зонах, с одной стороны, способствует релаксации деформационных напряжений, с другой – является источником решеточных дислокаций, способных выйти на границы включение-матрица, повысить их энергию и нарушить их когезивную прочность. Очевидна также важная роль холодного проскальзывания вдоль межфазных границ включение-матрица, чего не наблюдали при обычных видах пластической деформации [5, 6]. Холодное проскальзывание способствует снижению энергии границ включение-матрица и релаксации межфазных напряжений. В то же время оно благоприятно для роста полостей вдоль границ включение-матрица в результате

движения в этих границах собственных и внесенных из зерен решеточных дислокаций. Структуры поверхностей полостей свидетельствует об активных пластических процессах, сопровождающих их образование и рост (рис. 4.46, з).

Образцы сталей после ИПД подвергали испытаниям на растяжение с целью исследования структуры изломов. Анализ показал, что они имеют характерный вид для вязкого разрушения. Микромеханизмом разрушения стали, подвергнутой РКУП, является преимущественно ямочный (рис. 4.47, а), однако изломы имеют сложный рельеф, что обусловлено возникновением при ИПД неоднородных структур деформации, а также наличия неметаллических включений. В изломах наблюдаются мелкие ямки, которые расположены в виде протяженных гребней, сформированных при слиянии вязких микротрещин.



а б в

Рис. 4.47. Структура изломов стали 08Ю, подвергнутой РКУП

Более крупные ямки связаны с неметаллическими включениями (рис. 4.47, б), кроме того вблизи включений встречаются участки, напоминающие вязкое межзеренное разрушение, что обусловлено резкой локализацией деформации стальной матрицы, а также развитием холодного проскальзывания вдоль границ включение-матрица (рис. 4.47, в). Таким образом, проблема наличия неметаллических включений является актуальной и для сталей, подвергнутых ИПД, однако высокий уровень пластичности сталей при такой деформации позволяет снизить вредное их влияние на разрушение.

Таким образом, проанализировано влияние неметаллических включений на пластическое течение и процесс измельчения зеренной структуры сталей при ИПД.

Показана роль концентрации сдвиговых и моментных напряжений вблизи включений, возникновения полос локализованной деформации, образования зон стесненной деформации с неоднородной зеренной и фрагментированной структурой, развития локальной холодной динамической рекристаллизации, повышения энергии межфазных границ включение-матрица и развития холодного проскальзывания вдоль этих границ на образование микротрещин вблизи неметаллических включений.

Литература

1. Гольдшмидт Х.Д. Сплавы внедрения. – М.: Мир, 1971. – 888 с.
2. Андриевский Р.А., Уманский Я.С. Фазы внедрения. – М.: Наука, 1977. – 239 с.
3. Андриевский Р.А., Ланин А.Г., Рымашевский Г.А. Прочность тугоплавких соединений. – М.: Металлургия, 1074. – 232 с.
4. Hobbs L.W., Hewer A.H., Cabor J etc. Interaction between point defects and dislocations in oxides // Acta metallurgica. – 1979. – v. 27. - № 11. –P. 1671-1683.
5. Губенко С.И., Парусов В.В., Деревянченко И.В. Неметаллические включения в стали. – Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2005. – 536с.
6. Губенко С.И. Трансформация неметаллических включений в стали. – М.: Металлургия, 1991. – 225 с.
7. Бельченко Г.И., Губенко С.И. Неметаллические включения и качество стали. К.: Техника, 1980. – 168 с.
8. Литвинова Т.И., Пирожкова В.П., Петров А.К. Петрография неметаллических включений. – М.: Металлургия, 1972. – 460 с.
9. Нарита К. Кристаллическая структура неметаллических включений в стали. – М.: Металлургия, 1969. – 191 с.
10. Физико-химические свойства окислов: Справочник / Под ред. Самсонова Г.В. – М.: Металлургия, 1978. – 471 с.
11. Явойский В.И., Рубенчик Ю.И., Оценко А.П. Неметаллические включения и свойства стали. – М.: Металлургия, 1980. – 176 с.
12. Виноград М.И., Громова Г.П. Включения в легированных сталях и сплавах. М.: Металлургия, 1972. – 216 с.
13. Включения и газы в сталях / Явойский В.И., Близнюков С.А., Вишкарев А.Ф. и др. М.: Металлургия, 1979. – 272 с.
14. Шпис Х.-И. Поведение неметаллических включений в стали при кристаллизации и деформации. М.: Металлургия, 1971. – 125 с.
15. Кисслинг Р., Ланге Н. Неметаллические включения в стали. – М.: Металлургия, 1968. – 124 с.

16. Эшби И.Ф. О напряжении Орована // В кн.: Физика прочности и пластичности. – М.: Металлургия, 1972. – С.88-107.
17. Mori T., Tavaka K.A. Average stresses in matrix and average elastic energy of materials with misfillings inclusions // Acta metallurgica. - 1973. – v.21. - 45 – P.571-579.
18. Екобори Т. Физика и механика разрушения и прочности твердых тел. – М.: Металлургия, 1971. – 264 с.
19. Edmonds D.V., Beevers C.J. The effect of inclusions the stress distribution in solids // J.Material Science. – 1968. – v.3. - № 5. – P.457-469.
20. Brooksbank D., Andrews K.W. Tesselated stress associated with some inclusions in steel // J. Iron and Steel Inst. – 1969. v. 207. - № 4. – P.474-483.
21. Brocksbank D., Andrews K.W. Stress field around inclusions and their rilation to mechanical properties // J. Iron and Steel Inst. 1972. – v. 210. - № 4. – P. 246-255.
22. Грдина Ю.В., Тов Г.М., Минкина Г.М. Внутренние напряжения в стали вокруг неметаллических включений // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1969. - № 2. – С.6-11.
23. Дальнодействующие поля напряжений и их роль в деформации структурно-неоднородных материалов / Козлов Э.В., Лычагин Д.В., Попова Н.А., Тришкина Л.И., Конева Н.А. // В кн.: Физика прочности и пластичности гетерогенных материалов: Сб. научных трудов ЛФТИ. – Л.: ЛФТИ, - 1988. – С.3-13.
24. Эволюция дислокационной структуры и стадии пластического течения поликристаллического железо-никелевого сплава / Конева Н.А., Лычагин Д.В., Жуковский С.П., Козлов Э.В. // Физика металлов и металловедение. – 1985. – т.60. - № 1-6. С.171-179.
25. Хирш П., Хови А., Николсон Р. Электронная микроскопия тонких кристаллов. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
26. Cahn J.W., Larche F. Surface stress and chemical equilibrium of small crystals. II. Solid particles embedded in a solid matrix // Acta metallurgica, 1982. - v. 30. - № 1. – P. 51-58.
27. Weatherly G.C. Beginning stress deformation on surface devision of particles during rapid cooling // Metal Scicnce Japan, 1968. – v.2. - № 2. – P. 237-240.

28. Гегузин Я.Е., Кривоглаз М.А. Движение макроскопических включений в твердых телах. – М.: Металлургия, 1971. – 344 с.
29. Matthews J.W., Mager S.A. A mechanism for dislocation multiplication at precipitates or inclusions in crystals // Scripta metallurgica, 1972. – v.6. - № 12. – P. 1195-1200.
30. Edwards G.R., McNelley T.R., Sherby C.D. Diffusion-controlled deformation of particulate composites // Phil. Magazine, 1975. – v.32. - № 6. – P. 1245-1264.
31. Кононенко В.Г. Дислокационно-диффузионные механизмы релаксации напряжений, локализованных вблизи инородных включений в монокристаллах // Металлофизика. – 1985. - т.7. - № 2. – С. 71-88.
32. Кайбышев О.А., Валиев Р.З. Границы зерен и свойства металлов. М.: Металлургия, 1987. – 214 с.
33. Орлов А.Н., Переверзенцев В.Н., Рыбин В.В. Границы зерен в металлах. – М.: Металлургия, 1980. – 156 с.
34. Владимиров В.И., Романов А.Е. Дисклинации в кристаллах. – Л.: Наука, 1986. – 224 с.
35. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
36. Панин В.Е., Лихачев В.А., Гриняев Ю.В. Структурные уровни деформации твердых тел. – Новосибирск: Наука, 1985. – 229 с.
37. Rothman S.J., Nowicki L.J., Murch G.E. // Self-diffusion in austenic Fe-Cr-Ni alloys // Journal of Phis. F., 1980. – v.10. – No 3. – P.383-398.
38. Панин В.Е. Волновая природа пластической деформации твердых тел // Изв. вузов. Физика. – 1990. - № 2. – С.4-18.
39. Финкель В.М., Елесина О.П., Зрайченко В.А. Неметаллические включения и прочность стали // Докл. АН СССР. – 1968. – т. 183. - № 3. – С. 576-579.
40. Книжник Г.С. О переходе дислокаций из кристаллической решетки одного типа в решетку другого типа // Кристаллография. – 1968. - № 3. – С. 471-478.
41. Huther W., Reppich B. Interaction of dislocations with coherent, stress free, ordered particles // Proc. 2-nd Int. Conference Medianic Behavior Materials. Boston, 1976. – P. 67-74.
42. Прнка Т. Количественные соотношения между параметрами дисперсных выделений и механическими свойствами сталей

// Металловедение и термическая обработка металлов. – 1975. - № 7. – С. 3-7.
43. Hirth J.P. Obstacle size in dispersion hardening by the Orowan process // Scripta metallurgica, 1976. – v. 10. - № 8. – P. 755-757.
44. Mori T., Tokushige Hiroguki. Effect of particle size on low temperature softening of work hardened Cu-SiO_2 crystals // Acta metallurgica, 1977. - v. 25. - № 6. – P. 635-641.
45. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических материалов / Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П. и др. – К.: Наукова думка, 1987. – 248 с.
46. Johuon W.C. A dislocation molel for the plastic relacsation of the transformation strain energe of a misfitting spherical particle // Acta metallurgica, 1983. - v. 31. - № 7. – P. 1033-1039.
47. Alexander J., Iwan D., Leo P.H., Sekerka R.F. Elastic field about a perturbed cylindrical inclusion // Acta metallurgica, 1985. - v. 33. - № 6. – P. 975-979.
48. Koeller R.C., Raj R. Diffusional relaxation of stress concentration at second phase particles // Acta metallurgica, 1978. - v. 96. - № 10. – P. 1551-1556.
49. Cahn J.W., Larche F. Surface stress and chemical equilibrium of small crystals. II. Solid particles embedded in a solid matrix // Acta metallurgica, 1982. - v. 30. - № 1. – P. 51-58.
50. Лихачев В.А., Хайров Р.Ю. Введение в теорию дисклинаций. – Л.: изд-во ЛГУ, 1975. – 183 с.
51. Панин В.Е. Физическая мезомеханика материалов // Механика твердого тела, 1999. - №5. – С.88-108.
52. Егорушкин В.Е. Калибровочная динамическая теория дефектов в неоднородно деформируемых средах со структурой. Поведение границы раздела // Изв. вузов. Физика. – 1990. - № 2. – С.51-68.
53. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации // Изв. вузов. Физика. – 1990. – т.33, - № 2. – С.89-106.
54. Barnby J.T. The initiation of ductile failure by fractured carbides in an austenitic stainless steel // Acta metallurgica, 1967. - v. 5. - № 5. – P. 903-907.

55. Gurland J., Plateav J. The mechanism of ductile rupture of metals containing inclusions // Transaction ASM. – 1963. – v. 56. - № 1. P.442-448.
56. Yokobory T. A theoretical criterion for the fracture of metals under combined alternabing stress // J. of Applied Mechanics, 1957. - v. 24. - № 3. – P. 79-85.
57. G. Le Roy, J.D. Embury, G.Edward, M.F.Ashby. A model of ductile fracture based on the nucleation and growth of void // Acta metallurgica, 1981. - v. 21. - № 8. – P. 1509-1522.
58. Шаповалов В.И. Влияние водорода на структуру и свойства железоуглеродистых сплавов. - М.: Металлургия, 1982. – 232 с.
59. Губенко С.И. Особенности зарождения микроразрушений вблизи включений в сталях при высоких температурах // Механика и физика разрушения хрупких материалов. Сб. трудов ИМФ АН Украины. - К. – 1992. - С.180-186.
60. Губенко С.И. К вопросу о когезивной прочности межфазных границ неметаллическое включение-матрица стали // Физико-химическая механика материалов. – 1995. - №3. - С.50-57.
61. Gubenko S. On the Cohesive Strength of the Boundaties Between Nonmetallic Inclusions and Steel // Materials Science. - 1995. - v.31. - N 3. - P.331-336
62. Губенко С.И. Влияние скорости и температуры деформации на развитие микроразрушений вблизи неметаллических включений // Металлы. - 1998. - № 6. - С.62-66.
63. Губенко С.И. Особенности процессов локального разрушения стали вблизи неметаллических включений // Новини науки Придні-пров”я. – 2002. - №1-2. -С.75-84
64. Бельченко Г.И., Губенко С.И., Яценко Ю.В. Влияние неметаллических включений на зарождение и развитие микроразрушений при деформации стали 08Ю // Изв. АН СССР. Металлы. – 1978. - № 4. – С.161-164.
65. Губенко С.И. К вопросу о зарождении полостей вблизи неметаллических включений при высоких температурах // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1991. - № 1. – С.64-66.
66. Губенко С.И. Влияние способа деформации на характер микроразрушений в стали 08Ю // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1986. - № 6. – С.19-22.

67. Губенко С.И. О зарождении трещин в стали 08Ю при деформации сжатием // Изв. АН СССР. Металлы. - № 1. – С.112-115.
68. Губенко С.И. О механизме деформации стальной матрицы вблизи включений при сжатии // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1983. - № 5. – С.35-38.
69. Губенко С.И. Процессы локального разрушения стали 08Ю вблизи неметаллических включений при изгибе // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1983. - № 1. – С.111-114.
70. Губенко С.И., Егоров В.В. Образование и развитие трещин в хрупких неметаллических включениях в стали 08Ю при сжатии // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1984. - № 4. – С.52-55.
71. Губенко С.И., Яценко Ю.В., Грабовский В.Я. О деформации сульфидных эвтектических включений при сжатии и растяжении Изв. АН СССР. Металлы. – 1983. - № 1. – С.138-141.
72. Roberts W., Lehtinen B., Eastarling K.E. An in situ SEM study of void development around inclutions in steel during plastic deformation // Acta metallurgica, 1976. - v. 24. - № 8. – P. 745-758.
73. Губенко С.И. О природе полостей вблизи неметаллических включений в сталях // Металлы. - 1998. - №1. - С.63-70.
74. Губенко С.И., Галкин А.М. К вопросу о природе красноломкости стали // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1984. - № 10. – С.11-15.
75. Губенко С.И., Грабовский В.Я., Яценко Ю.В. Особенности разрушения подшипниковой стали вблизи эвтектик неметаллических включений // Сталь. – 1984. - № 1. –С.75-76.
76. Губенко С.И., Галкин А.М., Сивоконь В.Н. Влияние сульфидных хромистых эвтектик на разрушение литой стали ШХ15. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1985. - № 3. – С.97-100.
77. Губенко С.И., Яценко Ю.В. Локализация разрушения рельсовой стали вблизи эвтектических сульфидов // Проблемы прочности. – 1983. - № 3. – С.97-100.
78. Губенко С.И. Поведение неметаллических включений при высокоскоростной деформации в условиях взрывного

воздействия // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1989. - № 1. – С.40-41.
79. Губенко С.И. О возможности захлопывания полостей вблизи включений в стали при взрывном воздействии // Изв. АН СССР. Металлы. – 1988. - № 6. – С.38-42.
80. Дерибас А.А. Физика упрочнения и сварки взрывом. – Новосибирск.: Наука, 1980. – 221 с.
81. Лариков Л.Н., Мазанко В.Ф., Фальченко В.М. Массоперенос в металлах при импульсном нагружении // Физика металлов и металловедение. – 1983. - № 6. – С.144-145.
82. Дерибас А.А. обработка материалов энергией взрыва // Физика горения и взрыва. – 1987. – т.23. - №5. – с. 67-73.
83. Губенко С.И. К вопросу о строении межфазных границ неметаллическое включение-матрица в стали // Металлы. - 1994. - №6. - С.105-112.
84. Spense J.C.H. Experimental High Resolution Electron Microscopy. – UK: Oxford Univ. Press, 1988. – 165p.
85. Губенко С.И. Возникновение межфазных границ во время превращений в неметаллических включениях // Сучасні проблеми металургії. Наукові праці НметАУ. - т.3. – Днепропетровск. – 2001. - С.399-413
86. Губенко С.И., Иськов М.В. Формирование межфазных границ во время превраще-ний в неметаллических включениях // Труды III Междуна-родной научной сессии “Nove technologie i osiagniecia w metalurgii i inzynierii materialowejю – Польша: Czestochowa, 2002. - С.133-137
87. Губенко С.И., Иськов М.В. О возможности влияния на когезионную прочность межфазных границ неметаллическое включение-матрица стали // Строительство, Материаловедение, машиностроение. Серия “Стародубовские чтения-2004”. - ч.1. – Днепропетровск: ПГАСА, 2004. - С.209-220
88. Губенко С.И., Иськов М.В. Структура и сопротивление разрушению межфазных границ неметаллическое включение-матрица стали // Теория и практика металлургии. – 2004. - №5. - С.30-38
89. Herring C. Structure and Properties of Solid Surfaces. – USA: University of Chicago Press, 1953. – 235p.

90. Wolf D., Jaszszak J.A. Role of interface dislocations and surface steps in the work of adhesion // In book “Materials Interfaces. Atomic-level structure and properties. – UK: Charman and Hall, 1987. – P.662-690
91. Evans A.G., Ruhle M. Microstructure and fracture resistance of metal-ceramic interfaces // In book “Materials Interfaces. Atomic-level structure and properties. – UK: Charman and Hall, 1987. – P.654-660
92. Губенко С.И., Яценко Ю.В. Влияние температуры на зарождение трещин во включениях при деформации стали 08Т // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1982. - № 8. – С.41-44.
93. Бельченко Г.И., Губенко С.И., Яценко Ю.В. Влияние неметаллических включений на зарождение и развитие микроразрушений при деформации стали 08Ю // Изв. АН СССР. Металлы. – 1978. - № 4. – С.161-164.
94. Губенко С.И., Галкин А.М. Влияние скорости деформации на развитие микроразрушений в низкоуглеродистой стали при различных температурах // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1984. - № 2. – С.150-154.
95. Губенко С.И. Влияние скорости деформации стали на рост хрупких трещин в неметаллических включениях / В кн.: Прогрессивные методы термического упрочнения в тракторном и сельскохозяйственном машиностроении. – Ростов на Дону, изд-во РИСХМ, 1983, - С.55-63.
96. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. М.: Мир, 1972. - 408 с.
97. Darken L.S. The Physical Chemistry of Metallic Solutions and Intermetallic Compounds. V.2. – H.M. Stationery Office. – London, 1959. – 203p.
98. Губенко С.И. Влияние включений эвтектических силикатов на микропроцессы деформации и разрушения стали 12ГС // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1983. - № 6. – С.59-62.
99. Шаповалов В.И., Трофименко В.В. Флокены и контроль водорода в стали. - М.: Металлургия, 1987. – 160 с.
100. Гельд П.П., Рябов Р.А., Кодес Е.С. Водород и несовершенства структуры металла. - М.: Металлургия, 1979. – 221 с.

101. Андриевский Р.А., Уманский Я.С. Фазы внедрения. – М.: Наука, 1977. – 239 с.
102. Князев А.А., Волков В.А., Чернуха Л.Г. О механизме влияния неметаллических включений на диффузию водорода в стали // Изв. АН СССР. Металлы. – 1984. - № 4. – С.43-49.
103. Фастов Н.С. Особенности термодинамики твердых растворов внедрения с ОЦК решеткой // Докл. АН СССР. – 1961. – т.138. - № 2. – С.61-68.
104. Бокштейн С.З. Строение и свойства металлических сплавов. М: Металлургия, 1971. – 496с.
105. Смиттельс К. Примеси в металлах, их влияние на структуру и свойства. – Л.: КУБУЧ, 1933. – 194 с.
106. Природа включений и водородостойкость углеродистой стали, модифицированной селеном или теллуром / Гасик М.И., Исмаилов Ч.Р., Трофименко В.В., Губенко С.И., Пройдак Ю.С. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1988. - № 9. – С.52-56.
107. Куслицкий А.Б. Неметаллические включения и усталость стали. К., Техника, 1976, 128с.
108. Evans G.M., Rollason E.C. Influence of non-metallic inclusions on the apparent diffusion of hydrogen in ferrous materials // J.Jron and Steel Inst. – 1969. – v.207. - № 11. – P.1484-1490.
109. Металловедение и термическая обработка стали. Справочник в 3-х томах. / Под ред. Бернштейна М.Л., Рахштадта а.Г.//, Т. 1. Методы испытаний и исследования. В 2-х томах. Кн. 2, М., Металлургия, 1991, 462с.
110. Лихтман В.И., Щукин Е.Д., Ребиндер П.А. Физико-химическая механика материалов. М., изд. АН СССР, 1962, 303с.
111. Карпенко Г.В. Прочность стали в коррозионной среде. Москва-Киев, МАШГИЗ, 1963, 187с.
112. Губенко С.И., Пинчук С.И., Белая Е.В. Роль неметаллических включений в зарождении коррозионных повреждений в колесной стали. Строительство, материаловедение, машиностроение. Сб. науч. Тр., вып.58, Днепропетровск, ГВУЗ «ПГАСА», 2011, (772с.), С. 203-206
113. Карпенко Г.В. Влияние активных жидких сред на выносливость сталей. К., изд. АН УССР, 1955, 206с.

114. Карпенко Г.В., Василенко И.И. Коррозионное растрескивание сталей. К., Техника, 1971, 191с.
115. Степуренко В.Т. Об ускоренном методе определения склонности металла к коррозионному растрескиванию. В сб. Влияние рабочих сред на свойства стали. Вып. 1, изд-во АН УССР, К., 1961, с. 51-58.
116. Куслицкий А.Б., Миндюк А.К., Руденко В.П., Рябов Б.Ф. Коррозионная стойкость и коррозионно-усталостная прочность закаленной стали ШХ15 электрошлакового и вакуумного переплавов // Физико-химическая механика материалов, 1965. - №1. - С. 76-84.
117. Самсонов Г.В., Прядко И.Ф., Прядко Л.Ф. Конфигурационная модель вещества.-К.: Наукова думка, 1971.-230 с.
118. Ван Бюрен. Дефекты в кристаллах. – М.: Издательство иностранной литературы, 1962. – 584с.
119. Влияние неметаллических включений на горячую технологическую пластичность стали и сплавов / Новокщенова С.М., Свешникова Г.А., Юнакова И.В., Гулей Г.Г. // В кн. Сталь и неметаллические включения. – М.: Металлургия, 1978. – С.84-94.
120. Школьник Л.М. Скорость роста трещин и живучесть металла. – М.: Металлургия, 1973. – 216с.
121. Таран Ю.Н., Есаулов В.П., Губенко С.И. Структурные изменения в ободьях железнодорожных колес с разным профилем поверхности катания // Известия вузов. Черная металлургия, 1989. - №9. - С. 101-105.
122. Таран Ю.Н., Есаулов В.П., Губенко С.И. Повышение износостойкости железнодорожных колес с разным профилем поверхности катания. Металлургическая и горнорудная промышленность, 2000. - №2,. - С.42-44.
123. Марченко Е.А. О природе износа поверхностей металлов при трении. – М.: Наука, 1979. - 118с.
124. Suh N.P. The Delamination Theory of Wear. Wear, 1973. - v. 23. - n 1,. - p. 111 – 124.
125. Воробьев А.А., Губенко С.И., Иванов И.А. Ресурс и ремонтопригодность колесных пар подвижного состава железных дорог. М.: ИНФРА, 2011. – 264с.

126. Бокштейн Б.С., Копецкий И.В., Швиндлерман Л.С. Термодинамика и кинетика границ зерен в металлах. - М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
127. Губенко С.И. К вопросу о строении межфазных границ неметаллическое включение-матрица в стали // Металлы. - 1994. - №6. - С.105-112.
128. Конева Н.А., Козлов Э.В. Природа субструктурного упрочнения // Изв. вузов. Физика. – 1982. - № 8. – С.5-14.
129. Губенко С.И. Фазовые превращения в неметаллических включениях при термической обработке стали // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1986. - № 12 – С.67-71.
130. Губенко С.И. Структурные эффекты на межфазных границах неметаллическое включение-матрица стали // Теория и практика металлургии. - 1998. - №1. - С.11-16.
131. Губенко С.И. Проскальзывание вдоль границ неметаллическое включение-матрица стали // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1990. - № 11. – С.2-5.
132. Gubenko S. Splitting of Nonmetallic-Inclusions\Steel-matrix Interphase Boundaries // Metal Science and Heat Treatment. – 1994. - v.36. - N1-2. - P.3-7
133. Губенко С.И. Проскальзывание вдоль границ неметаллическое включение-матрица как самостоятельный микромеханизм деформации стали // Металлы. - 1994. - №5. - С.56-63.
134. Губенко С.И., Беспалько В.Н. Эффект проскальзывания на границах включение-матрица в сталях // Сб.научных трудов межд.конференции “Перспективные задачи инженерной науки”. – Днепропетровск. - GUADEAMUS. – 2000. - С.55-59
135. Gubenko S. Sliding at Nonmetallic Inclusion-Matrix Boundaries:Its Effect on the Distribution of Local Strain Microinhomogeneities in Armco Iron and Steels // The Physics of Metals and Metallography. – 1996. - v.82. - N3. - P.317-322
136. Криштал М.А., Жуков А.А., Кокора А.Н. Структура и свойства сплавов обработанных излучением лазера. – М.: Металлургия, 1973. – 192 с.
137. Панин В.Е. новая область физики твердого тела // Изв. Вузов. Физика. – 1987. - №1. – с. 3-8

138. Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В., Чувильдеев В.Н. Накопление дефектов на границах зерен и предельные характеристики структурной сверхпластичности // Поверхность. – 1983. - № 10. – С. 108-110.
139. Перевезенцев В.Н., Чувильдеев В.Н. Деформационно-стимулированное проскальзывание по границам зерен / В кн.: Физика дефектов поверхностных слоев материалов. – Изд-во ЛФТИ, 1989. – С.175-184.
140. Губенко С.И. Проскальзывание вдоль границ неметаллическое включение-матрица стали // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1990. - № 11. – С.2-5.
141. Gubenko S. Splitting of Nonmetallic-Inclusions\Steel-matrix Interphase Boundaries // Metal Science and Heat Treatment. – 1994. - v.36. - N1-2. - P.3-7
142. Губенко С.И. Проскальзывание вдоль границ неметаллическое включение-матрица как самостоятельный микромеханизм деформации стали // Металлы. - 1994. - №5. - С.56-63.
143. Губенко С.И. Влияние проскальзывания вдоль границ неметаллическое включение-матрица на распределение локальной микронеоднородной деформации в армко-железе и стали. // Физика металлов и металловедение. - 1996. - т.82. - вып. 3. - С.167-175.
144. Губенко С.И. Особенности проскальзывания вдоль границ включение-матрица при разных температурах и скоростях деформации сталей. - PROCEEDINGS VIII Int. Conf. “Strategy of Quality in Industry and Education”, v. III, June 8-15, 2012, Varna, Bulgaria, p.53-55.
145. Губенко С.И. Влияние проскальзывания вдоль границ неметаллическое включение-матрица на распределение локальной микронеоднородной деформации в армко-железе и стали. // Физика металлов и металловедение.-1996.- т.82.- вып.3. - С.167-175.
146. Губенко С.И. Локальные пики параметров и процессов на границах неметаллическое включение-матрица стали // Сталь. - 1999. - № 8. - С.64-67.
147. Губенко С.И. Природа всплесков микронеоднородной деформации в стали с неметаллическими включениями //

Физико-химическая механика материалов. – 1999. - № 2. - С.53-59.
148. Губенко С.И. О динамическом характере рекристаллизации стали при лазерном воздействии // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1989. - № 10. – С.2-4.
149. Губенко С.И. Плавление и кристаллизация неметаллических включений и стальной матрицы при лазерной обработке. Фізико-хімічна механіка матеріалів, 2010, вип. 46 , №3, с. 73-79
150. Губенко С.И. Зоны контактного взаимодействия в стальной матрице вблизи включений при лазерном воздействии. Фізико-хімічна механіка матеріалів, 2010, вип. 46, №4, с. 21-26
151. Gubenko S. The Effect of High-Temperature Annealing on Microscopic Failure near Nonmetallic Inclusions in a Steel. // The Physics of Metals and Metallography. – 1995. - v.80. - N5. - P.545-549
152. Губенко С.И. Особенности развития интенсивной пластической деформации вблизи неметаллических включений. Строительство, материаловедение, машиностроение. Сб. науч. тр., вып. 65, Днепропеоровск, ГВУЗ “ПГАСА”, 2013, с. 46-50
153. Сегал В.М. Процессы обработки металлов интенсивной пластической деформацией // Металлы, 2006. - №5. – С.130-141.
154. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. – 272с.
155. Добаткин С.В. Формирование субмикрокристаллической структуры в аустенитной стали 08Х18Н10Т при РКУ прессовании и нагреве // Металлы, 2006. - №1. – С.48-54.
156. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. Физическая мезомеханика измельчения кристаллической структуры при интенсивной пластической деформации // Физическая мезомеханика, 2008. - №5. – с.5-16
157. Копылов В.И., Чувильдеев В.Н. Предел измельчения зерен при равноканальной угловой деформации // Металлы, 2004. - №1. – С.22-35.

Люблю книги
ljubljuknigi.ru

yes

I want morebooks!

Покупайте Ваши книги быстро и без посредников он-лайн - в одном из самых быстрорастущих книжных он-лайн магазинов!
Мы используем экологически безопасную технологию "Печать-на-Заказ".

Покупайте Ваши книги на
www.ljubljuknigi.ru

Buy your books fast and straightforward online - at one of the world's fastest growing online book stores! Environmentally sound due to Print-on-Demand technologies.

Buy your books online at
www.ljubljuknigi.ru

OmniScriptum Marketing DEU GmbH
Heinrich-Böcking-Str. 6-8
D - 66121 Saarbrücken
Telefax: +49 681 93 81 567-9

info@omniscriptum.com
www.omniscriptum.com

Scriptum

Неметаллические включения и прочность сталей

Светлана Губенко. Неметаллические включения и прочность сталей. В книге всесторонне проанализированы процессы разрушения сталей вблизи неметаллических включений. Обсуждаются особенности строения включений как фаз внедрения и их влияние на возникновение термических и деформационных напряжений. Приведены современные представления о моделях зарождения микроразрушений вблизи неметаллических включений. Показано влияние природы включений на механизм образования микроразрушений в сталях при разных условиях деформации, а также в активных средах. Особое внимание уделено развитию разрушения вдоль межфазных границ включение-матрица. Обсуждаются возможности повышения трещиностойкости сталей с неметаллическими включениями путем тепловых и деформационных воздействий.

Светлана Губенко – известный ученый в области физического материаловедения. Доктор технических наук , профессор, академик академии наук высшей школы Украины, лауреат премий Ярослава Мудрого АН ВШ Украины и Международной инженерной академии, имеет нагрудный знак «Відмінник освіти України».

978-3-659-60229-0