

**Конспект лекцій
з дисципліни**

**Формування первинної та вторинної
структури конструкційних сталей**

ЗМІСТ

Загальна характеристика конструкційних сталей.	
Класифікація конструкційних сталей за хімічним складом. Галузі застосування. Характеристика вуглецевих, низьколегованих та легованих конструкційних сталей	2
Формування первинної структури конструкційних сталей при кристалізації виливків	
Кристалізація конструкційних сталей. Технологічні властивості сталі для виливків. Структура та дефекти литої сталі: структурна, фізична, хімічна та карбідна неоднорідність. Вплив легування на виникнення ливарних дефектів, шиферності та флокенів. Неметалічні включення в конструкційних сталях. Особливості формування мікроструктури сталей під час охолодження великогабаритних та фасонних виливків під час та після затвердіння.	2
Перитектична кристалізація в вуглецевих та легованих сталях та її вплив на структуроутворення.	
Вплив вуглецю на етапи кристалізації сталей: кристалізація доперитектичних та заперитектичних сталей. Механізми перитектичної кристалізації в сталях. Вплив перитектики на структуру сталей.	4
Формування структури заготовок при безперервному розливанні сталі.	
Технологія безперервного розливання сталі. Структурна неоднорідність в заготовках безперервного розливання. Виникнення ліквації. Причини утворення тріщин в заготовках	2
Вплив після ливарного відпалу виливків та напівфабрикатів конструкційних сталей на їх структуру. Литі конструкційні сталі.	
Мета післяливарного відпалу виливків та напівфабрикатів конструкційних сталей. Утворення відманштетової структури. Структурні зміни в сталях при високотемпературному впливі. Безфазові перетворення.	2
Гаряча деформація конструкційних сталей, як спосіб виготовлення напівфабрикатів та деталей машин.	
Параметри деформування, що впливають на структуру та властивості сталей. Структурні зміни в сталях при пластичному: холодному, теплому, гарячому деформуванню -загальні положення.	2
Особливості формування структури вуглецевих та легованих сталей при гарячій обробці тиском.	
Причини виникнення строкатої структури у вуглецевих конструкційних сталях. Карбідна неоднорідність в сталях. . Перегрів та перепал сталі.	2
Застосування холодної обробки тиском та її вплив на структуру і властивості сталей	
Характеристика сталей, що підлягають холодному деформуванню. Виникнення текстури	2

деформації. Зміна структури та властивостей при холодному деформуванню.	
Застосування рекристалізаційного відпалу для підвищення пластичності сталі.	
Вплив температури та ступеню деформації на структуру та властивості деформованої сталі. Діаграми рекристалізації.	2
Використання контрольованої прокатки. Термомеханічна обробка сталей.	
Вплив різних чинників деформування на структуру сталі та властивості сталі. ВТМО та НТМО- мета застосування, режими здійснення.	2
Характеристика видів термічної та хіміко-термічної обробки конструкційних сталей	
Особливості термічної обробки виливківВплив легуючих елементів на зростання зерна сталі при підвищених температурах. Відпал на мілке зерно. Попередня термічна обробка для покращення оброблення різанням та холодним деформуванням. Формування структури при повному відпалі, нормалізації та відпалі з відпущенням для легованих конструкційних сталей.	2
Гартування конструкційних сталей.	
Вплив вмісту вуглецю на формування структури при гартуванні. Гартування на мартенсит та бейніт. Використання ізотермічного гартування.Формування структури та властивостей при термічній обробці будівельних та арматурних сталей. Формування структури при термічній обробці поковок, сортового прокату, листа та труб.	4
Вплив відпуску на структуру та властивості сталей.	
Вплив легуючих елементів на перетворення структури при відпущенні. Природа відпускнуї крихкості. Формування кінцевої структури в сталях, що поліпшуються та цементуються. Структура після термічної обробки високоміцних та машинобудівельних сталей.	4

1. Загальна характеристика конструкційних сталей.

Класифікація конструкційних сталей за хімічним складом. Галузі застосування. Характеристика вуглецевих, низьколегованих та легованих конструкційних сталей.

Конструкційна сталь (англ. *structural steel*) — це сталь, яка застосовується для виготовлення різних деталей, механізмів і конструкцій в машинобудуванні та будівництві й характеризується певними механічними, фізичними і хімічними властивостями. Конструкційні сталі поділяються на декілька видів, кожен з яких складається з груп або категорій.

За показниками якості

Якість конструкційних вуглецевих сталей визначається наявністю в сталі шкідливих домішок фосфору (P) і сірки (S). Фосфор додає сталі холодноламкості (крихкість). Сірка (найшкідливіша домішка) — додає сталі червоноламкості. Вміст шкідливих домішок у залежності від групи якості для конструкційних сталей наступний:

Звичайної якості (ДСТУ 2651:2005/ГОСТ 380–2005, ISO 1052—82) — P і S до 0,05% (маркування Ст за ДСТУ або Fe за ISO).

Якісна — P і S до 0,035% (маркування Сталь).

Високоякісна — P і S до 0,025% (маркування А в кінці марки).

Особливо високоякісна — P і S до 0,015% (маркування Ш в кінці марки).

За ступенем легування

За хімічним складом конструкційні сталі поділяються на: вуглецеві і леговані.

За призначенням

Конструкційні сталі класифікуються за призначенням на:

будівельні (арматурні);

машинобудівні, які, у свою чергу, поділяються на групи:

загального призначення

спеціального призначення (високоміцні, ресорно-пружинні, теплостійкі, підшипникові тощо).

За сортаментом

За сортаментом конструкційна сталь буває:

гарячекатаною круглою за ГОСТ 2590-88[2];

гарячекатаною квадратною за ГОСТ 2591-88[3];

гарячекатаною шестигранною за ГОСТ 2879-88[4];
гарячекатаною смуговою за ГОСТ 103-76[5];
кованою круглою і квадратною за ГОСТ 1133-88[6];
арматурною з гладким і періодичним профілем за ДСТУ 3760-98[7].

Конструкційні вуглецеві сталі звичайної якості

Широко застосовуються при виготовленні конструкцій масового призначення в будівництві та машинобудуванні, як відносно дешеві, технологічні і що характеризуються необхідними властивостями. В основному ці сталі використовують в гарячекатаному стані без додаткової термічної обробки з феритно-перлітною структурою. Залежно від подальшого призначення конструкційні вуглецеві сталі звичайної якості поділяють на три групи: А, Б, В.

Сталі групи А

Постачаються з певними регламентованими механічними властивостями. Їх хімічний склад не регламентується. Ці сталі застосовуються в конструкціях, вузли яких не піддаються гарячій обробці — куванням, гарячому штампуванню, термічній обробці і т. д. У зв'язку з цим механічні властивості гарячекатаної сталі зберігаються.

Сталі групи Б

Постачаються з певним регламентованим хімічним складом, без гарантії механічних властивостей. Ці сталі застосовуються у виробках, що піддаються гарячій обробці, технологія якої залежить від їх хімічного складу, а кінцеві механічні властивості визначаються самою обробкою.

Сталі групи В

Постачаються з регламентованими механічними властивостями і хімічним складом. Ці сталі застосовуються для виготовлення зварних конструкцій. Їх зварюваність визначається хімічним складом, а механічні властивості поза зоною зварювання визначені в стані постачання. Такі сталі застосовують для відповідальніших деталей.

За ступенем розкислення вуглецеві сталі звичайної якості поділяються на спокійні (сп), напівспокійні (пс), киплячі (кп). Ступінь розкислення визначається вмістом кремнію (Si) у цій сталі:

спокійні — 0,12...0,03% (Si),
напівспокійні — 0,05...0,17% (Si),
киплячі — менше 0,07% (Si).

Маркування

Основні марки конструкційних вуглецевих сталей звичайної якості: Ст0, Ст1кп, Ст1пс, Ст1сп, Ст2кп, Ст2пс, Ст2сп, Ст3кп, Ст3пс, Ст3сп, Ст3Гпс, Ст3Гсп, Ст4кп, Ст4пс, Ст4сп, Ст5пс, Ст5сп, Ст5Гпс, Ст6пс, Ст6сп.

Ст — показує, що сталь звичайної якості.

Перша цифра — номер за ДСТУ 2651:2005 (від 0 до 6) марки, залежить від хімічного складу сталі (збільшення номера від 1 до 6 означає підвищення вмісту вуглецю в сталі від 0,06...0,12% до 0,38...0,49%, для сталі Ст0 вміст вуглецю не більше 0,23%).

Буква Г після першої цифри — підвищений вміст марганцю (Mn) (служить для підвищення прогартуваності сталі).

сп; пс; кп — ступінь розкиснення сталі.

Вуглецева якісна конструкційна сталь

Металопрокат з вуглецевої якісної конструкційної сталі виробляється згідно з ДСТУ 7809:2015.

Вуглецева якісна конструкційна сталь поділяється на категорії:

машинобудівну — 08, 10, 20, 25, 30, 35, 40, 45, 50, 55, 58, 60;

автоматну — А12, А20, А30

котельну — 15К, 16К, 18К, 20К.

У позначенні марки сталі цифри означають середній вміст вуглецю в сотих частках відсотка. Машинобудівні конструкційні сталі використовуються для виготовлення деталей машин, конструкцій приладів. Автоматні конструкційні сталі використовуються для невідповідальних деталей масового виробництва (дрібне кріплення тощо), що виготовляються на верстатах-автоматах. Котельні конструкційні сталі використовуються для виготовлення котлів та посудин, що працюють під тиском і при температурах до 450 °С.

Низьколегована якісна конструкційна сталь

Низьколегована якісна конструкційна сталь виробляється згідно з ДСТУ 8541:2015.

Приклади марок низьколегованої сталі: 09Г2, 09Г2С, 10ХСНД, 17Г1С, 16Г2АФ і т. д. Марки низьколегованої сталі 10ХНДП, 15ХНДП, 10ХСНД, 15ХСНД є атмосферо-корозієстійкими (АКС), товщина металоконструкцій з АКС за 20-30 років роботи зменшується у 2-3 рази повільніше, ніж товщина конструкцій зі звичайної вуглецевої сталі.

Низьколегована якісна конструкційна сталь використовується для виготовлення корпусів вагонів (залізничних, метро, трамваю), тримальних конструкцій локомотивів, сільськогосподарських та інших польових машин,

інженерних споруд, що працюють в умовах змінних динамічних навантажень та сезонних і добових теплосмін.

Легована якісна конструкційна сталь

Легована якісна конструкційна сталь випускається за ДСТУ 7806:2015.

Залежно від хімічного складу і властивостей легована конструкційна сталь поділяється на категорії:

якісну (без літер) — 15Х, 20ХН, 12ХН2, 18ХГТ, 45Х, 40ХН, 40ХС;
високоякісну А — 25ХГСА, 35ХГСА, 38ХА, 18Х2Н4МА, 36Х2Н2МФА;
особливо високоякісну Ш — 30ХГС-Ш, 30ХГСА-Ш.

У позначенні марки дві перші цифри вказують середній вміст вуглецю в сотих частках відсотка. Цифри, що стоять після букв вказують приблизний вміст легувального елемента в цілих одиницях. Відсутність цифри означає, що вміст цього елемента до 1,5% (за верхньою межею). Легована конструкційна сталь використовується для виготовлення різних відповідальних деталей: втулок, шестерень, обойм, гільз, дисків, плунжери та інших деталей, до яких ставляться вимоги високої поверхневої твердості.

Теплостійка якісна конструкційна сталь

Теплостійка якісна конструкційна сталь виготовляється згідно з ГОСТ 20072-74[13].

Марки теплостійкої конструкційної сталі: 12МХ, 12Х1МФ, 25Х1МФ, 25Х2М1Ф, 20Х3МВФ, 15Х5М, 15ХМ.

Теплостійка якісна конструкційна сталь використовується для виготовлення деталей, що працюють в навантаженому стані при температурі до 600 °С протягом тривалого часу.

Підшипникова якісна конструкційна сталь

Докладніше: Підшипникова сталь

Підшипникова якісна конструкційна сталь випускається згідно з ГОСТ 801-79[14]. Марки підшипникової конструкційної сталі: ШХ15, ШХ4, ШХ15СГ, ШХ20СГ.

У позначенні марок конструкційної сталі літери і цифри означають: Ш — підшипникова; Х — легована хромом; цифра — вміст хрому (в цілих процентах), СГ — легована кремнієм і марганцем.

Підшипникова конструкційна сталь використовується для виготовлення деталей, що працюють під впливом зосередженого навантаження і змінних напружень, що виникають в зоні контакту кульок і роликів з біговими доріжками кілець підшипників кочення.

Ресорно-пружинна якісна конструкційна сталь

Докладніше: Ресорно-пружинна сталь

Ресорно-пружинна якісна конструкційна сталь випускається згідно з ГОСТ 14959-79[15]. Марки ресорно-пружинної якісної конструкційної сталі: 65, 70, 75, 85, 60Г, 65Г, 55С2, 60С2, 60С2А, 70С3А, 55ХГР, 50ХФА, 60С2ХА, 60С2ХФА, 65С2ВА.

Ресорно-пружинна якісна конструкційна сталь використовується для виготовлення пружин, ресор, гнучких мембран, сифонів чи аналогічних деталей та інш.

ЕВРОМАРКУВАННЯ

(див. Додатки1)

2.Формування первинної структури конструкційних сталей при кристалізації виливків

Кристалізація конструкційних сталей. Технологічні властивості сталі для виливків. Структура та дефекти литої сталі:структурна, фізична, хімічна та карбідна неоднорідність. Вплив легування на виникнення ливарних дефектів, шиферності та флокенів.

Процес кристалізації складається з двох елементарних процесів: утворення зародків (центрів кристалізації) та росту кристалів з цих центрів. Ці процеси мають власні швидкості, які й визначають параметри кристалізації. Перший з параметрів - це швидкість утворення зародків (С), яка визначається кількістю зародків, які утворюються в одиниці об'єму за одиницю часу (вимірюється у $n/(см^3 \cdot с)$). Другий - це лінійна швидкість росту кристалів (n). Вона характеризує зміну лінійних розмірів кристалів і вимірюється в сантиметрах на секунду (см/с). Від співвідношення цих параметрів залежать розміри зерен у полікристалічних металах. За теорією Таммана, кількість зерен (N) пропорційна швидкості утворення центрів кристалізації та обернено пропорційна швидкості росту зерна, тобто $N = K_n \cdot C/n$, де K_n - сталий коефіцієнт. Темп зростання кількості зародків у більшості випадків переважає темп зростання лінійної швидкості їх росту. Зі зростанням ступеня переохолодження величини параметрів кристалізації збільшуються. Мінімальний розмір зародка (R_k), здатного до зростання за певних температурних умов, називають критичним розміром зародка, а сам зародок - критичним або рівноважним. Зі збільшенням ступеня переохолодження або зі зниженням температури кристалізації розмір критичного зародка і відповідно

розмір зерна зменшуються. У разі гетерогенного утворення центрів кристалізації подрібнення зерна зумовлюється кількістю домішок у металі. Розмір зерна певною мірою впливає на механічні та інші властивості металів. Кристалізація металів починається з формування центрів (зародків) кристалізації. Саме з них ростуть потім первинні, або головні, осі наступних кристалів. Слідом за головними і перпендикулярно до них ростуть осі вищих порядків (рис). Такі первинні кристали, які нагадують зовнішнім виглядом дерево, називаються дендритами. Подальший ріст дендритів і формування повнотілих кристалів відбувається за рахунок рідкого металу, що заповнює міжосьовий об'єм. Зростаючи, кристали ніби просуваються назустріч один одному, у певний момент стикаються між собою, перешкоджаючи росту кожного, внаслідок чого набувають випадкової зовнішньої форми. Такі кристали називаються зернами.

Швидкості зародження і росту кристалів залежать від ступеня переохолодження рідкого металу ΔT (швидкості охолодження). При невеликому ступені ΔT_1 зароджується мало кристалів, проте ростуть вони з великою швидкістю і на кінець кристалізації досягають великих розмірів. Із збільшенням ступеня ΔT схема залежності (криві Тамана) швидкості зародження центрів кристалізації (II) та росту кристалів (I) від ступеня переохолодження (ΔT): I - швидкість росту (V_r [мм/с]); II - швидкість зародження центрів кристалізації V_{zc} [ч.ц./ $(\text{мм}^3 \cdot \text{с})$] Характерним для дендритної кристалізації є те, що зародки ростуть з нерівномірною швидкістю і переважно у напрямках інтенсивного тепловідводу, де швидкість росту максимальна. У цих напрямках формується вісь (або гілка) першого порядку - стовбур майбутнього дендритного кристалу. Подальше збільшення розмірів осі першого порядку відбувається не лише за довжиною, а й за перерізом зростаючого кристалу. Внаслідок цього вісь завтовшки більша в основі та менша біля вістря. З часом від осей першого порядку під певним кутом починають рости нові гілки - осі другого, третього, четвертого та інших порядків. Зі зростанням гілок високих порядків заповнюються всі проміжки, які займає рідкий метал. Внаслідок нерівномірної кристалізації зерен дендритної форми у різних місцях дендриту хімічний склад неоднаковий. Таку неоднорідність складу в межах одного дендритного кристалу називають дендритною ліквіацією. За виробничих умов при охолодженні великих мас металу у формах (виливницях) кристалізація не може відбуватися водночас по всьому об'єму зливка. Вона починається у зонах найбільшого відведення тепла (стінки і дно виливниці) і поширюється до середини форми. Різний ступінь переохолодження металу в об'ємі зливка,

наявність домішок, температурночасові параметри кристалізації та охолодження металу зумовлюють неоднорідність макроструктури, форми і розмірів зерен, хімічного складу, наявність макро- і мікронесуцільностей у металі зливка. Макроструктура сталевого зливка складається з трьох основних зон (рис. 1): 1 • дрібних рівноосних кристалів; 2• великих орієнтованих (стовпчастих); 3 • рівноосних різно орієнтованих кристалів. Зовнішня зона 1 розповсюджується на невелику глибину. Дрібні рівноосні кристали утворюються за умов значного переохолодження металу при контакті розплаву з холодними стінками виливниці. При цьому виникає значна кількість центрів кристалізації. Зона 2 утворена досить великими стовпчастими кристалами, що ростуть перпендикулярно стінкам і дну виливниці, тобто у напрямку, протилежному відведенню тепла від розплаву. Центральна зона 3 зливка складається з різних за розміром і орієнтацією рівноосних кристалів. Кристалізація зливка з утворенням різних структурних зон зумовлює наявність макроскопічної зональної ліквідації. Найбільше домішок скупчується у центральній та верхній частинах зливка. Слід відзначити також зменшення об'єму твердого металу порівняно з рідким (усадка). Це зумовлює утворення несцільностей у вигляді зосередженої раковини усадки, або зони дрібних раковин, порожнин, мікропор. Найбільш негативно на структуру і властивості металу впливає раковина усадки, поблизу якої сконцентрована найбільша кількість шкідливих домішок. Частина зливка, де знаходяться раковина усадки, усадкова пористість та ліквідаційна зона, є дефектною частиною (частиною надливу). Тому при подальшій обробці тиском ця частина (15-25 %) видаляється і надходить на переплавлення. Дрібні несцільності, якщо їх стінки не окислились, усувають обробкою тиском (прокатування, кування тощо). Структурні й хімічні неоднорідності литого металу певною мірою усувають при наступній термічній обробці. Для сталевих виливків найбільш розповсюджені два варіанти термічної обробки: нормалізація та нормалізація з наступним відпуском. Термічна обробка у більшості випадків є обов'язковою операцією технологічного процесу одержання литих виробів. Поняття про механічні, фізичні, хімічні та технологічні властивості металів і сплавів Метали характеризуються механічними, фізико-хімічними та технологічними властивостями. Механічні властивості характеризують поведінку матеріалу під дією навантажень. Навантаження бувають статичні (є незмінні або зростають повільніше, ніж процеси в металі), динамічні (зростають з великою швидкістю) і циклічні (змінюються періодично, звичайно, за синусоїдним законом). Механічні властивості визначають експериментально, дотримуючись стандартних методик. До механічних властивостей належать міцність,

пластичність, твердість, ударна в'язкість, витривалість тощо. Міцність - це здатність матеріалу чинити опір пластичній деформації і руйнуванню під дією навантажень.

Будова сталевого зливка: 1 - зона дрібних неорієнтованих кристалів біля стінки виливниці; 2 - зона стовпчастих, витягнутих до центра зливка, кристалів; 3 - зона рівноосних кристалів; 4 - раковина усадки

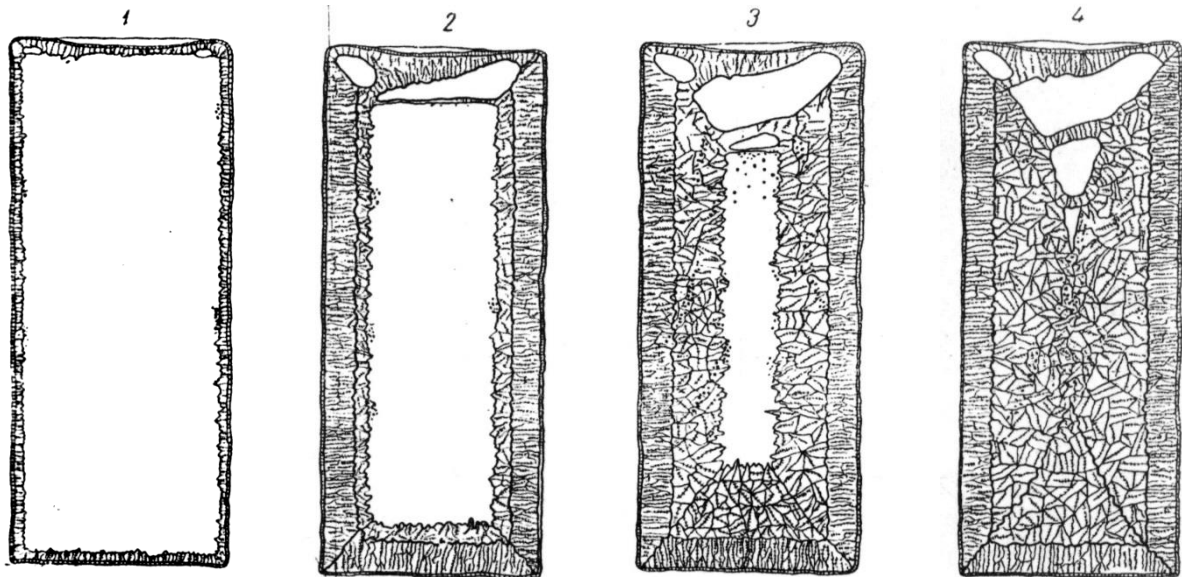


Рис.1.-Схема послідовної кристалізації сталюого виливка

Розливка сталі

Стальные слитки по весу можно разделить на:

- a) мелкие – менее 2т;*
- b) средние – от 2 до 8т;*
- c) крупные – от 8 до 50т;*
- d) очень крупные – от 50 до 250т.*

Разливку стали в изложницы производят исключительно из стопорного ковша.

Различают три способа разливки стали:

- 1) разливку сверху;*
- 2) разливку сифоном (снизу);*
- 3) поточную (непрерывную) разливку.*

При разливке сверху часто получается плохая поверхность слитка, особенно в нижней части,

Непрерывная (поточная) разливка повышает производительность, улучшает качество заготовок, увеличивает выход годной продукции.

Слитки

Стальные слитки по назначению разделяются на: кузнечные и прокатные (сортовые, листовые, трубные, бандажные).

По форме сечения слитки разделяются на: круглые, граненые (четырёхгранные, восьмигранные, двенадцатигранные и многогранные) и прямоугольные.

В зависимости от степени раскисленности металла различают слитки спокойной стали и слитки кипящей или полуспокойной стали.

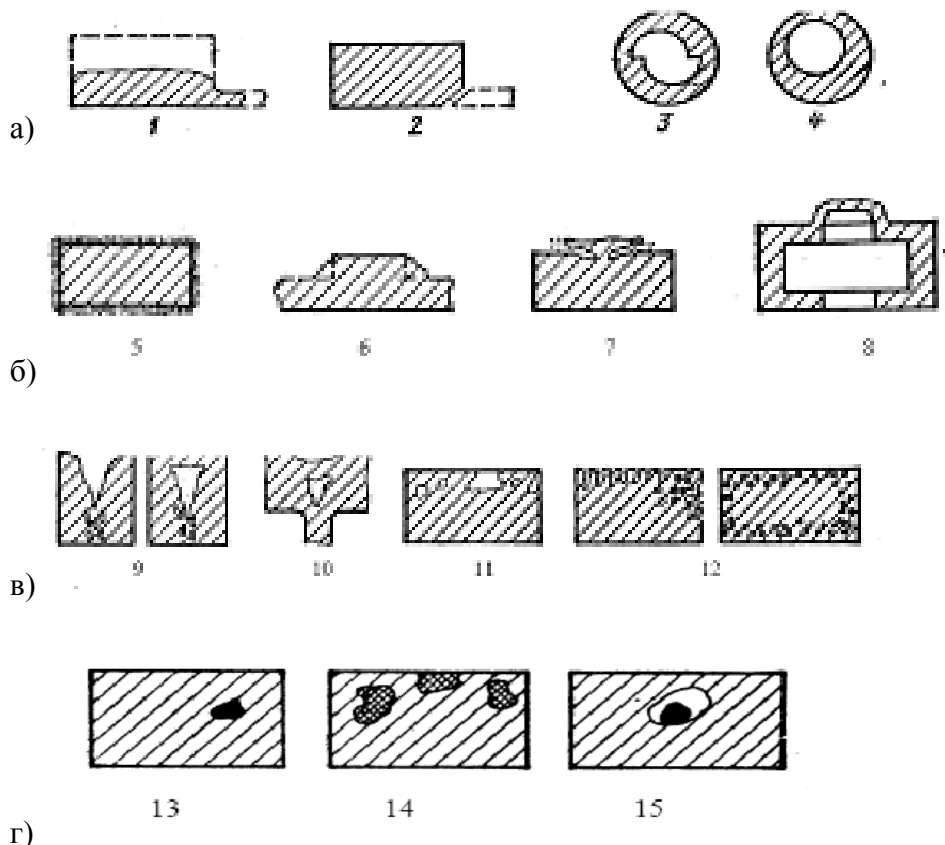
Кузнечные слитки (ГОСТ 3042-45) имеют сечения в виде восьмигранника или, иногда, двенадцатигранника с закругленными углами и вогнутыми гранями.

Отношение высоты средней части этих слитков к диаметру вписанной на середине таким образом, чтобы обеспечить направленное затвердевание.

Литники и прибыли должны быть отделены от отливки до ее термической обработки автогенной резкой или иным способом.

Види дефектів при литті

Бракованим називають такий виливок, що має хоча б один неприпустимий по технічних умовах дефект. Дефекти можуть бути по невідповідності мікроструктури, хімічного складу, фізичних і механічних властивостей. Відповідно до ГОСТ 19200-73 прийнята класифікація дефектів виливків складається із чотирьох груп. Група I - невідповідність по геометрії (недолив, різностінність, перекіс). Група II - дефекти поверхні (пригар, нарїст, затока). Група III - порожнини в тілі виливка (усадочні раковини, газові раковини, пористість). Група IV - різні включення (неметалічні й металеві). Схеми основних видів ливарних дефектів показані на рисунку 2.



а) - невідповідність по геометрії; б) - дефекти поверхні;

в) - нещільність в тілі виливка; г) - включення

1 - недолив; 2 - злам; 3 - перекіс; 4 - різностінність; 5 - пригар;

6 - нарїст; 7 - ужимина; 8 - затока; 9 - усадочні раковини; 10 - утяжина;

11 - газові раковини; 12 - пористість; 13 – металеві включення;
14 – неметалічні включення; 15 – "королек"

Рис. 2 Схеми основних видів ливарних дефектів

Причин виникнення браку дуже багато: некондиційні вихідні формувальні матеріали; погана якість шихти для плавки металу; невдала конструкція деталі (деталь не технологічна); невдала конструкція ливникової системи й погано продумана ливарна технологія; низька якість форм і стрижнів; слабкий технологічний контроль і ін.

Дефекти викликані включеннями та невідповідністю по структурі НЕСУЦІЛЬНОСТІ В ТІЛІ ВИЛИВКА

Дефекти цієї групи відносяться до непоправного і є причиною остаточного шлюбу але при виготовленні великих виливків високої вартості- можуть застосовуватися спеціальні заходи з виправлення дефектів.

1. ГАРЯЧА ТРІЩИНА

Дефект у виді розриву або надриву тіла виливка усадочного походження, що виникає в інтервалі

температур затвердіння. Як правило, він розташовується на границі кристалів, має нерівну окислену поверхню, на якій іноді видні дендрити.

Причини виникнення.

- 1 сильне механічне гальмування усадки елементами форми і стрижнями,
2. недостатня раскисленность і підвищений вміст кисню, сірки і фосфору в металі.

Заходи попередження:

1. змінити конструкцію виливка таким чином, щоб виключити з форми елементи, що перешкоджають усадці;
2. підвищити піддатливість формувальних і стрижневих сумішей;
- 3 проконтролювати хімічний склад металу і при необхідності знизити вміст кисню, сірки і фосфору в металі.

2. ХОЛОДНА ТРІЩИНА.

Дефект у виді розриву тіла затверділого виливка унаслідок внутрішніх напружень або

механічного впливу Холодна тріщина має, світлу, чисту, зернисту поверхню.

Причини виникнення

1. неправильно обраний радіус заокруглення галтели в місцях переходу від товстих до тонких частин виливка;

2. не технологічність конструкції моделі, що має сполучення товстих і тонких частин

сприятливому виникненню залишкових напруг у виливку.

Заходи попередження.

1. по можливості змінити конструкцію виливка, вирівнявши товщину перетинів;

2. забезпечити рівномірні швидкості затвердіння разнотолщинних перетинів виливка за рахунок

установки холодильників

3. застосовувати більш ранню вибивку виливків (температура вище 600°C) з наступним

охладженням їхній у попередньо нагрітій тарі або піску.

3.МІЖКРИСТАЛІЧНА ТРІЩИНА

Дефект у виді розриву тіла виливка, при охолодженні по границях первинних зерен аустеніту в

температурному інтервалі розпаду. Межкристаллическая тріщина в зламі термічно обробленій

пробі або виливковій, має вигляд згладжених поверхонь із дзеркальним блиском на загальному

сірому тлі зламу. Звичайно утвориться при наявності Н₂ розчиненого в сталі.

4. ГАЗОВА РАКОВИНА

Дефект у виді порожнин що утворилися виділившимися з металу газами

Причина виникнення;

1. висока насиченість газами рідкого металу;

2. знижена газопроникність у формі стрижнів;

3. висока турбулентність і завихренність потоків рідкого металу у формі;

4. висока газотворная здатність формувальних і стрижневих сумішей;

Заходи попередження:

1 використувувати чисту шихту (див. 2.13);

2. поліпшити газопроникність форм і стрижнів;

3. забезпечити плавний рух металу у форму при заливанні;

4. перевірити вологість формувальних і стрижневих сумішей, їх газо-творную здатність і

довести них до норми;

5.СИТОВИДНА ПОРИСТІСТЬ,

Дефект у виді подовжених тонких раковин, орієнтованих перпендикулярно до поверхні виливка,

викликаних підвищеним вмістом Нд у зовнішньому, кристалізованому шарі металу виливка.

Причини виникнення:

1 підвищений вміст Н₂, розчиненого в металі.

Заходи попередження:

1. не допускати до використання в шихті, сирих і замаслених матеріалів, особливо у феросплавах.

6.УСАДКОВА РАКОВИНА

Дефект у виді відкритої або закритої порожнини з грубої, іноді окисленою поверхнею, що

утворилася внаслідок усадки при затвердінні металу.

Причини виникнення.

1. неправильна установка або відсутність, малий розмір установлених прибутків,

2. відсутність, неправильний вибір місця установки або недостатня маса внутрішнього холодильника;

3. підвищена температура заливання форми рідким металом.

Заходи попередження:

1. при відсутності, передбачити установку прибутків (холодильників);

2. провести ретельний розрахунок обсягу прибутків (холодильників);

3. перевірити правильність вибору місця установки прибутків (холодильників);

4. не допускати до заливання метал з високою температурою;

5. уточнити місце підведення і конструкцію ливникової системи.

7. УСАДКОВА ПОРИСТІСТЬ

Дефект у виді дрібних пір, що утворилися в наслідок усадки металу під час його затвердіння при недостатнім наповненні виливка

Причини утворення

1 заливання форм рідким металом з підвищеною температурою

2 відсутність, малий обсяг або неправильний вибір місця установки прибутку;

3 відсутність, неправильний вибір установки або недостатня маса холодильника

Заходи попередження

1 ретельний контроль температури металу перед заливанням і доведення її до необхідної,

2. перевірити правильність установки й обсяг прибутку, при необхідності ввести необхідні корективи;

3. збільшити масу й уточнити місце установки холодильника.

8.ГАЗОВА ПОРИСТІСТЬ

Дефект у виді дрібних пір, що утворилися у виливку в результаті виділення газів з металу при його затвердінні.

Причини утворення

- 1 висока газопасищенность рідкого металу,
2. недостатня кількість і неправильний вибір місць пристрою газоотводних каналів;
3. висока газотворная здатність формувальних матеріалів, і підвищена турбулентність жидкою металу при заповненні порожнини форми.

Заходи попередження.

1. робити ретельну дегазацію і рафінування рідкого металу;
2. плавку металу робити по можливості більш інтенсивно і не допускати використання як шихту або обмежити кількість дрібної стружки, сильно окислених і забруднених шихтових матеріалів,
3. збільшити кількість газоотводних каналів, їхню пропускну здатність і проаналізувати їхнє місце пристрою,
4. змінити конструкцію ливникової системи, що забезпечує плавний плин рідкого металу при заповненні форми.

9.РИХЛОТА

Дефект у виді скупчення дрібних раковин усадочного характеру.

Причини утворення і заходи попередження

Теж, що і для дефекту усадочна раковина

10 ВСКІПАННЯ

Дефект у виді скупчення раковин і наростів, що утворилися внаслідок паротворення в місцях перезволоження ливарної форми або проникнення газів зі стрижнів у порожнину форми

Причини виникнення

- 1 підвищена вологість окремих ділянок ливарної форми,
- 2 використання для постановки у формі недостатньо просушених стрижнів,
- 3 не цілком виконане підсушування, поверхнєве підсушування форм

Заходи попередження

- 1 не допускати місцевого перезволоження ливарних форм при фарбуванні або їхньому виготовленні Для виправлення можна використовувати поверхнєве підсушування
- 2 використовувати для підстановки у формі сухих стрижнів,
- 3 поверхнєве підсушування форми повинне забезпечувати рівномірне просушування всіх ділянок форми

3.16 УТЯЖИНА

Дефект у виді поглиблення з закругленими краями на поверхні виливка, що утворилася внаслідок усадки металу при затвердінні.

Причини і заходи попередження аналогічні дефектові усадочної раковини

Включення

1 НЕМЕТАЛЕВІ ВКЛЮЧЕННЯ

Дефект у виді сторонньої неметалічної частки або включення, що потрапили в метал механічним шляхом або різних компонентів, що утворилися внаслідок хімічної взаємодії, при плавці і заливанні металу.

Причини утворення

- 1 забруднення шихти оксидами й іншими неметалічними з'єднаннями;
2. сильно перегрітий метал;
3. погано раскисленный метал;
4. неправильна конструкція ливникової системи.

Заходи попередження:

1. підбор і очищення шихтових матеріалів,
2. контролювання температури;
- 3 контролювати вміст кисню в металі;
4. уточнити кількість що витрачаються раскислителей і їхнє засвоєння;
5. уточнити конструкцію і розрахунок ливникової системи і при необхідності змінити її і ввести елементи для рафінування сплавів (сітка, фільтри).

2 МЕТАЛЕВІ ВКЛЮЧЕННЯ

Дефект у виді включення, що має поверхню розділу з металом виливка.

Причини утворення:

1. забруднення шихти сторонніми матеріалами, або влучення їх у ківш після випуску металу;
2. недотримання температурного режиму

Флокени

Дефект у виді розриву тіла виливка під впливом розчиненого в сталі водню і внутрішніх напружень, що проходять цілком або частково через область первинних зерен аустеніту Причини виникнення 1 підвищений вміст водню при значних термічних напругах, що розвиваються, у виливку, 2. підвищене забруднення шихтових матеріалів СОЖ і маслянистими продуктами.

Шиферність

У зламі можуть виявитися дрібні або великі розшарування металу (так звані шиферні та шаруватість), що свідчать про його поганий металургійному якості і низької міцності. (Див.додаток 2). Процес розливання сталі включає

підготовку рідкої сталі до розливання, її транспортування від сталеплавильного агрегату до місця розливання і безпосередню заливку стали у форми з метою отримання виливків заданих параметрів за лінійними розмірами, формою, вагою, механічними властивостями і необхідної структури.

Основною особливістю, яку слід враховувати при розливанні сталі, є те, що вона має меншу рідкотекучість, ніж чавун, підвищену усадку - лінійну 2% і об'ємну 6%.

Усадка рідкого металу залежить від температури заливання і є величиною невизначеною. Тому її відносять до певного відрізка температури (у 1°C або в 100°C) і звичайно виражають у відсотках. Усадку затвердіння і усадку твердого металу (об'ємну та лінійну) також виражають у відсотках.

Об'ємна усадка твердого металу приймається за відомим співвідношенням для коефіцієнтів теплового розширення тіл у 3 рази більше, ніж лінійна.

Процес усадки в надзвичайно більшою мірою ускладнює одержання точних і високоточних виливків. Одна зі складностей складається в утворенні всередині виливків усадочних вад у вигляді різного роду порожнин (раковин, пористості, тріщин). Виникнення цих дефектів пов'язане з неодноточним затвердінням металу в обсязі виливки. Віддаючи тепло навколишньому середовищу (матеріалу форми), виливок починає охолоджуватися і тверднути з зовнішньої поверхні, в той час, як внутрішня її частина продовжує залишатися рідкої. При подальшому охолодженні і твердінні серцевина виливки зазнає більше відносне стискання, ніж раніше затверділа зовнішня поверхня. Внаслідок цього суцільність металу порушується і всередині виливки утворюється вакуумна порожнеча, що носить назву «усадочна мушля». Для фасонних виливків характерне утворення внутрішньої, прихованої раковини, на відміну від неї в злитках усадка металу викликає утворення лійкоподібної западини, яку називають зовнішньої або відкритої усадочної раковиною. Величина температурного інтервалу кристалізації також впливає на утворення і характер усадочних вад.

Таким чином, усадка сталі в рідкому стані, в процесі перехідного періоду від рідкого стану до затвердіння і безпосередньо при затвердінні визначає величину усадочної раковини. Розмір і форма виливків впливають як на величину, так і на розміщення раковини у литві. **(ДИВ ДОДАТОК 3)**

3. ПЕРИТЕКТИЧНА КРИСТАЛІЗАЦІЯ В ВУГЛЕЦЕВИХ ТА ЛЕГОВАНИХ СТАЛЯХ ТА ЇЇ ВПЛИВ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ.

Кристалізація сталей починається при охолодженні нижче лінії солідус АВС. Сталі, що містять вуглецю менше, ніж в точці В, при температурах, що перевищують лінію АВ, перебувають в рідкому стані, що є рівноважним. Кристалізація цих сталей (до 0,5%С) починається з утворення δ -фериту. При концентрації вуглецю $>0,5\%$ кристалізується аустеніт. При затвердінні сталей, що містять від 0,10%С (точка Н) до 0,5% С (точка В) відбувається перитектичне перетворення $P + \delta\Phi \rightarrow A$ (рідина плюс δ -ферит кристалізуються в аустеніт)

Припустимо, що переохолодження сталі C_0 до T_2 (рис.3) достатнє для початку кристалізації. Переохолоджена рідина буде пересичена залізом на величину $C_0 - C_6$.

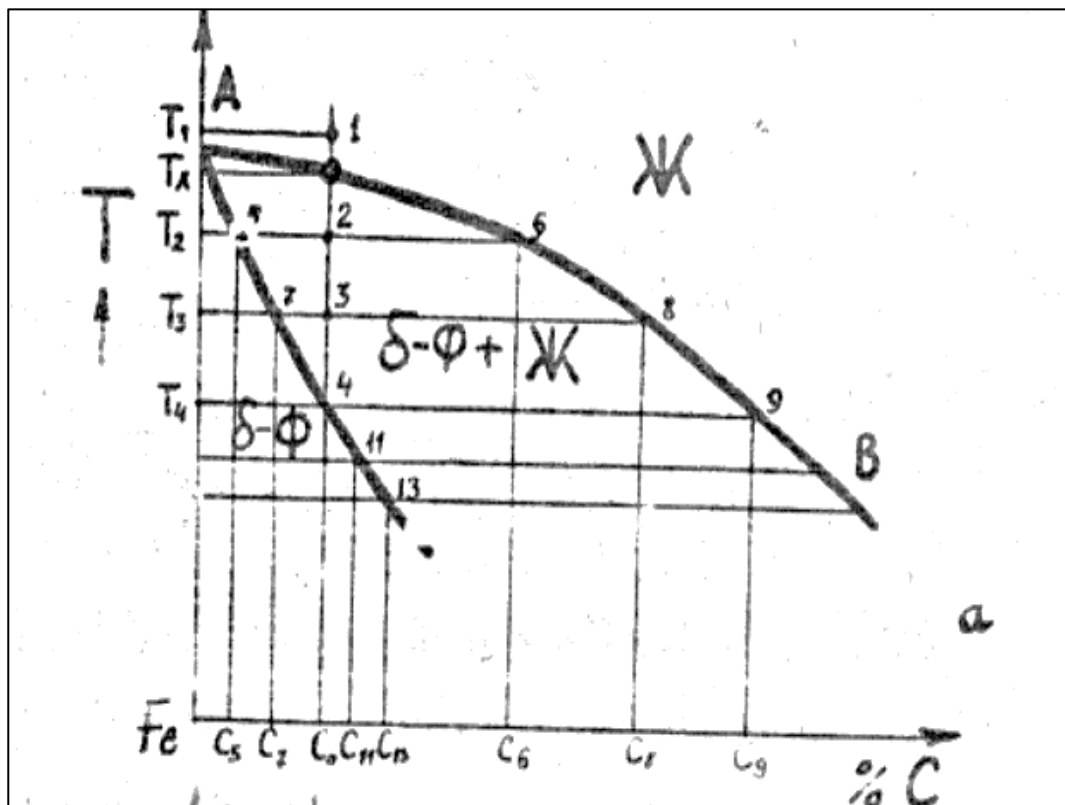


Рис.3. Ділянка діаграми Fe-C

Утворення кристалів $\delta\Phi$ призведе до підвищення концентрації вуглецю в прилеглих ділянках розплаву і, коли склад рідини буде скрізь визначатися точкою C_6 , встановиться рівновага $\delta\Phi$ складу C_5 із рідиною.

Кристали $\delta\Phi$ формуються у вигляді дендритів (рис.4). Продовження кристалізації вимагає подальшого охолодження. При цьому рідина знову буде

переучуватися залізом, що призведе до продовження утворення $\delta\text{Ф}$. При зниженні температури $\delta\text{Ф}$ утворюється все більш високо вуглецевим. Рівновага не встановлюється до тих пір, поки дифузія не вирівняє склад по всім перерізам кристалів. Однак в реальних умовах при безперервному охолодженні виливків сталі рівновага не досягається, результатом чого є хімічна неоднорідність кристалів (дендритна або внутрішньо кристалічна ліквіація)

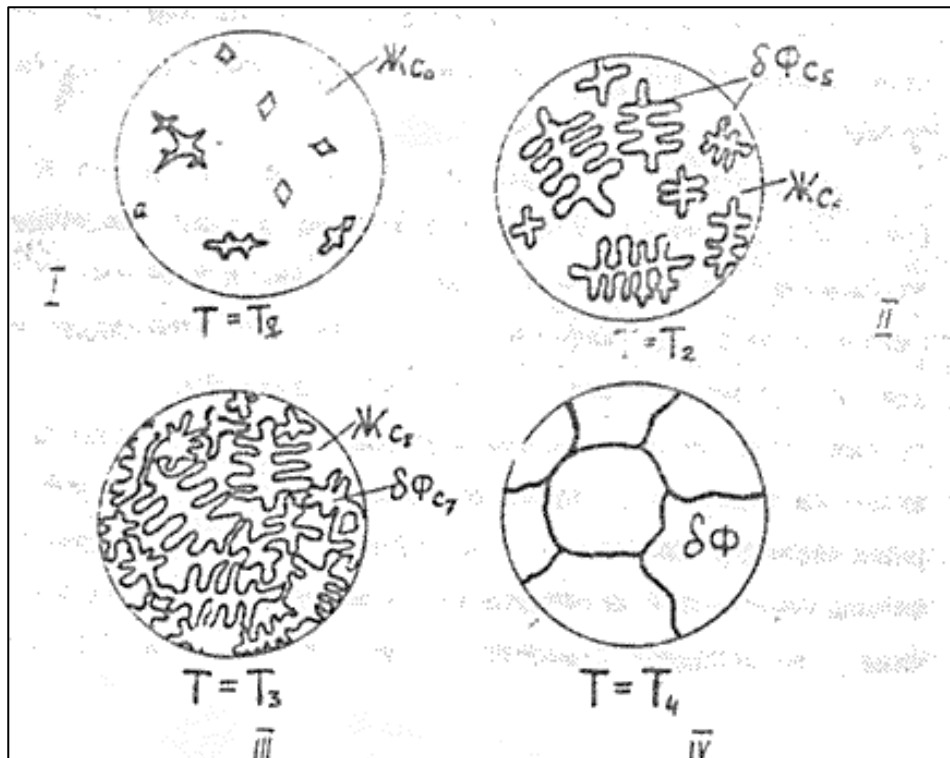


Рис.4 Кристалізація δ - фериту

Підвищення швидкості охолодження при кристалізації підвищує хімічну неоднорідність кристалів. Але при великих швидкостях охолодження зустрічається безвибіркова кристалізація, при якій $\delta\text{Ф}$, що утворюється, має склад рідини.

Суттєвіше проявляється ліквіація домішок, що менш рухливі в $\delta\text{Ф}$, ніж вуглець: марганцю, кремнію, сірки та фосфору, а також легувальних елементів. Вони концентруються в ділянках, що затверділи в останню чергу. При легуванні карбідоутворюючими елементами ліквіація може призводити навіть до утворення карбідних фаз вторинного і, навіть первинного походження.

При вмісті вуглецю в сталі більш 0,5%- кристалізується із рідини аустеніт. Він виділяється із розплаву аналогічно $\delta\text{Ф}$ у вигляді дендритів. Склад рідини при цьому характеризується точками лінії ліквідус ВС, а склад аустеніту-точками лінії солідус ІЕ. У кінцевому підсумку утворюється поліедрична структура аустеніту, аналогічна (IV) на рис.4.

Перитектична кристалізація $P + \delta\Phi \rightarrow A$ спостерігається у сталях при температурах нижче лінії **НВ**. В результаті перитектичної реакції аустеніт утворюється як із рідини, так і при перекристалізації $\delta \rightarrow \gamma$.

Спочатку, при T_H (рис. 5) в сталі існує $\delta\Phi$ складу $H - \delta\Phi_H$ і рідина складу $B - P_B$. При охолодженні до температури T_1 стає можливим утворення аустеніту, який зазвичай зароджується і росте на поверхні кристалів $\delta\Phi$ (рис.6).

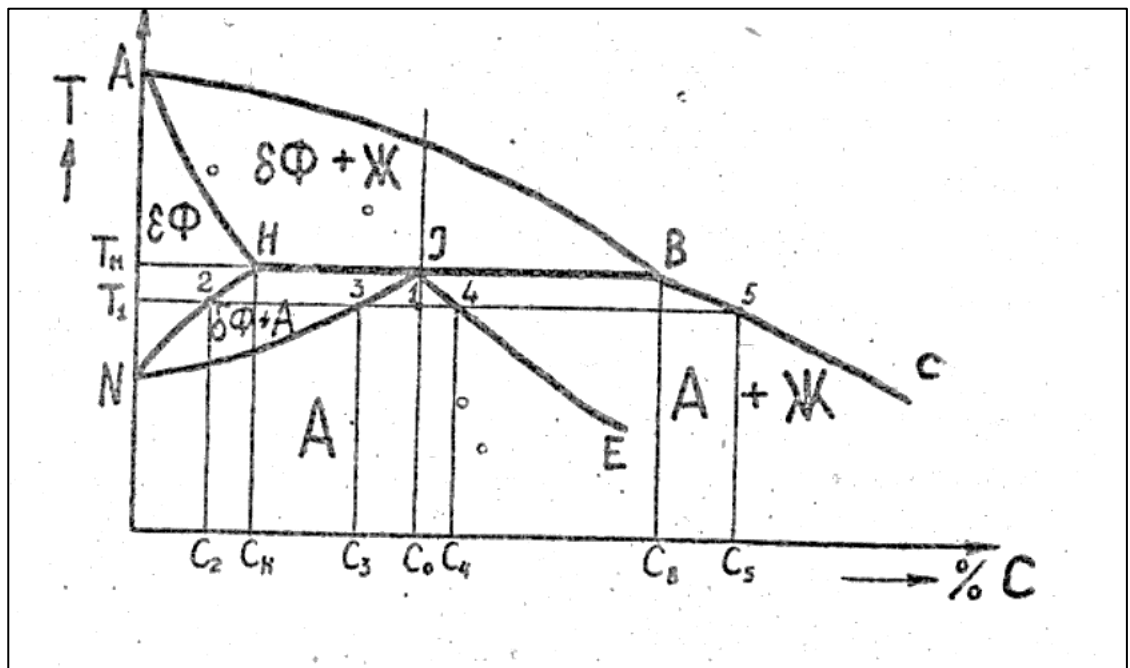


Рис.5 Перитектичний «кут» діаграми Fe-

В результаті перитектичного перетворення в сталі з 0,16%С утворюється аустенітна структура (рис.6)

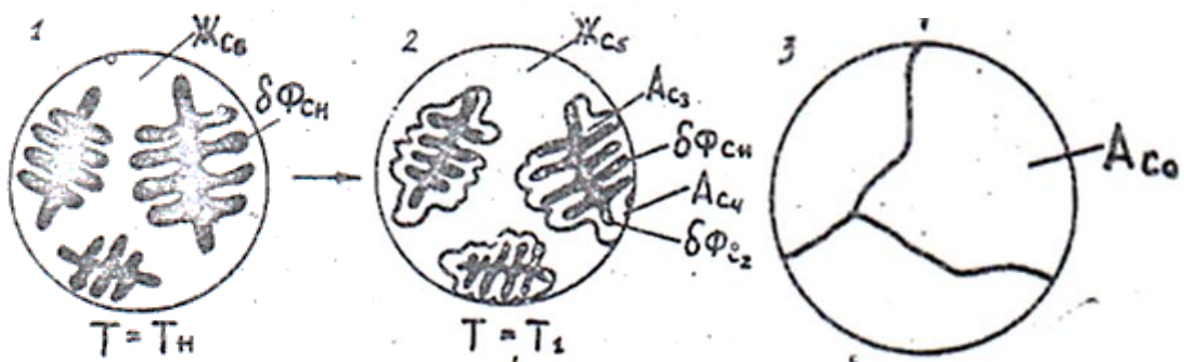


Рис.6. Схема мікрокартини утворення аустеніту при перитектичній реакції

В сталях , що містять менш 0,16%С (точка I), але більш за 0,10%С (точка H), після перитектичної реакції залишається ще $\delta\Phi$, який перетворюється в аустеніт при подальшому охолодженні до температур лінії IN, тобто відбувається поліморфне перетворення вже в твердому стані.

В сталях, що містять $0,16 \dots 0,5\%C$ (між точками I та B), перитектична реакція не призводить до завершення затвердіння сталі. Повністю кристалізація таких сталей завершується, коли залишкова після перитектичного перетворення рідина кристалізується в аустеніт.

Таким чином спостерігаються наступні етапи кристалізації сталей:

Вміст вуглецю «С»	Етапи кристалізації
«С»<0,10% т.Нв ключно	I етап: із рідини $\rightarrow \delta\Phi$ аустеніт утворюється в твердому стані
0,16%<«С»>0,10% (між т.Н та т.І включно)	I етап: із рідини $\rightarrow \delta\Phi$ II етап $P + \delta\Phi \rightarrow A$ - перитектична кристалізація Із залишку $\delta\Phi$ утворюється аустеніт в твердому стані
0,5%<«С»> 0,16% (між т.В та т.І)	I етап: із рідини $\rightarrow \delta\Phi$ II етап $P + \delta\Phi \rightarrow A$ - перитектична кристалізація III етап із залишку P утворюється A
«С»> 0,5% (включно між т.Е та т.В)	

Особливості кристалізації в конструкційних легованих сталях

В легованих сталях етапи кристалізації та утворення аустеніту мають свої особливості.

Наприклад, при кристалізації корозійностійких хромо-нікелевих сталей аустенітного та аустеніто - феритного класу відбуваються наступні фазові перетворення: Рідина $\rightarrow \delta$ -ферит; δ -ферит + рідина \rightarrow аустеніт (γ); рідина \rightarrow аустеніт + інтерметалідна (хімічна) сполука або карбід.

Кристали аустеніту зароджуються на міжфазному кордоні фаз δ /рідини і швидко проростають уздовж поверхні δ - фериту, утворюючи в площині шліфа тонку переривчасту оболонку (рис.7).

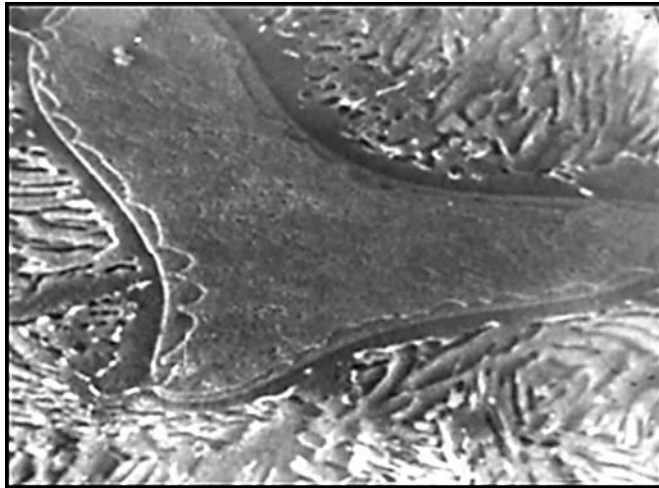
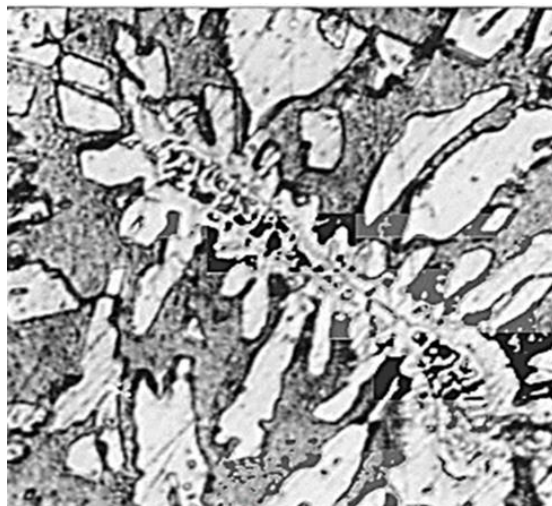
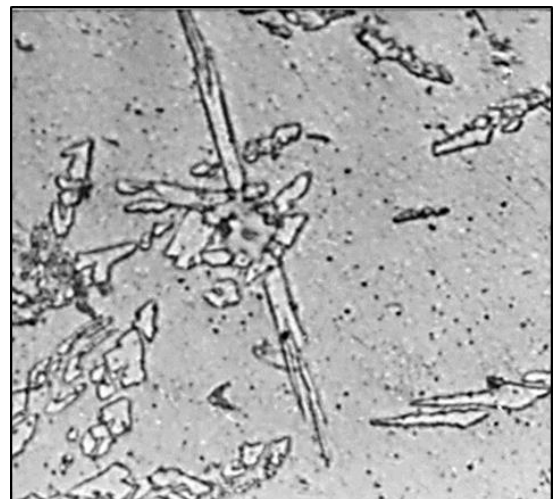


Рис. 7. Утворення оболонки аустеніту навколо дендритів δ -фериту, РЕМ, $\times 1200$

Після кристалізації та гарячої деформації. Спостерігається утворення із δ – фериту вторинного аустеніту різної морфології: сферолітової, дендритної, відманштетової. При охолодженні до 1100°C спостерігається зростання вторинного аустеніту сферолітової морфології, γ - фаза сферолітової і дендритної морфології виділяється переважно по границях первинних δ -феритних зерен. Утворення аустеніту відманштетової будови (рис.8) відзначено при 1030°C і триває аж до 1000°C . Подальше охолодження не призводить до будь-яких структурних перетворень, а лише при 800°C починається евтектоїдна реакція $\delta \rightarrow \gamma + \text{K} + \sigma$. Евтектоїд має складну будову і базується на двох фазах.



а



б

Рис.8. Сталь 07X25H13. Розпад δ -фериту після кристалізації і утворення γ - фази – вторинного аустеніту: а- 1000°C , $\times 800$; б- 700°C , $\times 500$.

Дендритна будова найчастіше зароджуються по межах δ - феритних зерен (рис.8 а). Вторинний аустеніт відманштетової будови $\delta \rightarrow \gamma$ перетворення має риси зсувного і дифузійного механізму (рис.8 б).

При охолодженні до 1100°C спостерігається зростання вторинного аустеніту сферолітової морфології, γ - фаза сферолітової і дендритної морфології виділяється переважно по границях первинних δ - феритних зерен. Утворення аустеніту відманштетової будови відзначено при 1030°C і триває аж до 1000°C . Подальше охолодження не призводить до будь-яких структурних перетворень, а лише при 800°C починається евтектоїдна реакція залишкового δ фериту: $\delta \rightarrow \gamma + \mathbf{K} + \sigma$. Евтектоїд має складну будову і базується на двох фазах крім аустеніту. Цими фазами є хромисті карбіди (**К**) типу M_{23}C_6 , в яких розчиняється молібден та ін., а також інтерметалід FeCr (**σ** -фаза) Евтектична складова, що утворилася при кристалізації в результаті ліквідації відіграє роль підкладки. Саме карбіди служать підкладкою та стимулюють зародження σ - фази, яка в подальшому утворюється за евтектоїдною реакцією: $\delta \rightarrow \gamma + \sigma$.

4.ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ЗАГОТІВОК ПРИ БЕЗПЕРЕРВНОМУ РОЗЛИВАННІ СТАЛІ

Безперервний розлив сталі — процес отримання з рідкої сталі злитків-заготовок (для прокатки, кування або пресування), що формуються безперервно в міру надходження рідкого металу з одного боку виливниці-кристалізатора і видалення частково затверділої заготовки з протилежного боку. Відбувається на установках безперервного розливу сталі (УБРС), що також називаються машинами безперервного розливання заготовок (МБРЗ).

На машинах безперервного розливання сталі виготовляються сляби й блюми (рис 9 та 10)

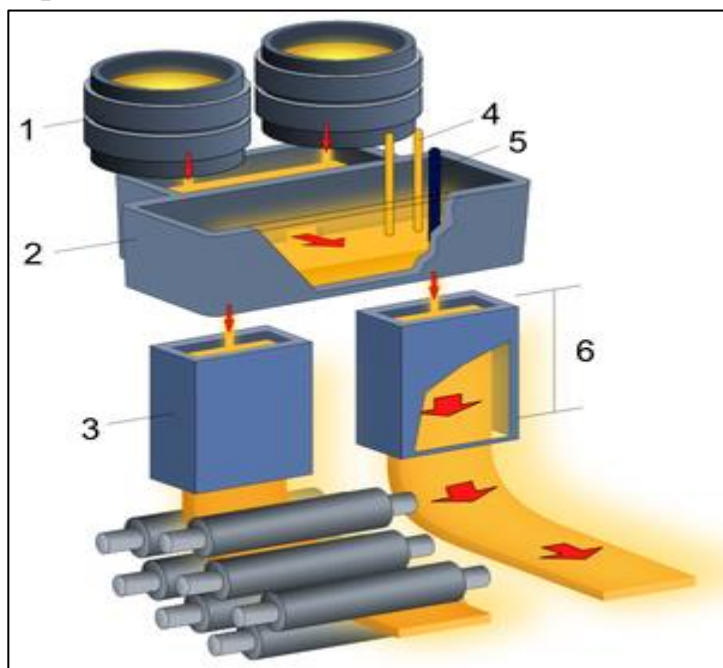
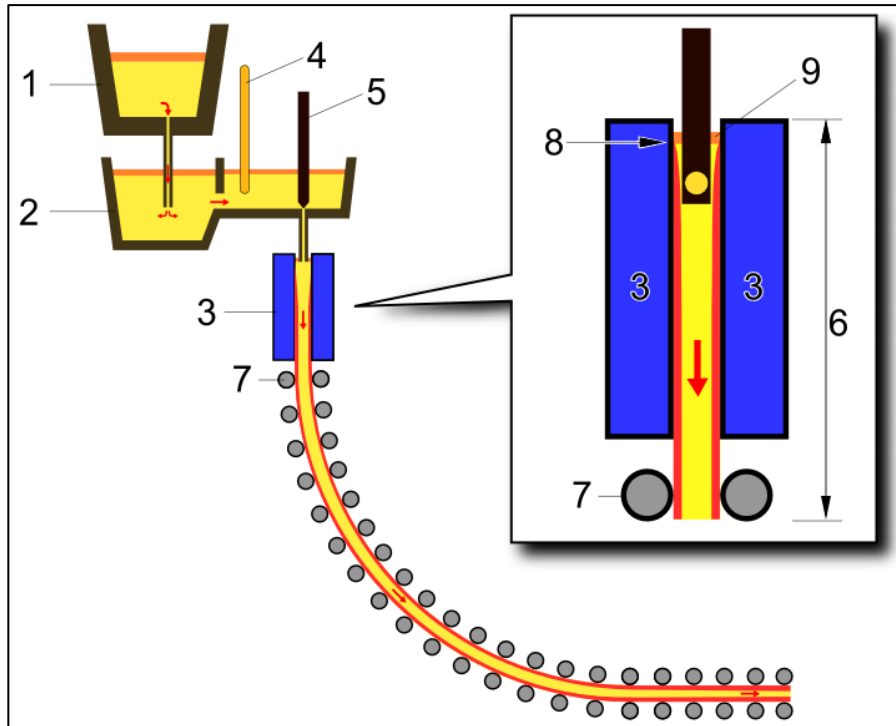


Рис.9 . Трьохмірна модель установки безперервного розливання сталі.

Безперервне розливання сталі має наступні переваги перед звичайним розливанням: на 10-15 % скорочується витрата металу на 1 т придатного прокату внаслідок зменшення обрізу головної і донної частин заготовки; скорочуються капітальні витрати на спорудження металургійного заводу, оскільки виключаються парк чавунних виливниць, відділення для їх підготовки та вилучення зливків з виливниць, дорогі блюмінги або слябінг, на яких великі злитки обжимаються в заготовку для подальшої прокатки; створюються умови для повної механізації і автоматизації процесу розливання; завдяки прискоренню затвердіння підвищується ступінь однорідності металу, поліпшується його якість.

При безперервному розливанні сталі рідкий метал надходить в наскрізну виливницю-кристалізатор (рис.10). та розміру заготовки та від марки сталі, що розливається.



1 — сталерозливний ківш, 2 — проміжний ківш, 3 — мідяний кристалізатор, 4 — нагрівальний пристрій для підтримки температури, 5 — стопор, 6 — зона первинного охолодження і початку кристалізації, 7 — ролики, що тягнуть зливки, 8 — зона початку кристалізації, 9 — рівень рідкого металу.

Рис.10. Схема установки безперервної розливки сталі.

Стінки кристалізатора (виготовленого зазвичай з міді) інтенсивно охолоджуються водою, що циркулює по наявних у них каналах. На початку процесу в кристалізатор вводиться тимчасове дно — так звана затравка. Метал твердне поблизу стінок кристалізатора й поблизу затравки, і оболонка заготовки починає витягуватися з кристалізатора із заданою швидкістю. Зверху в кристалізатор безперервно подається рідкий метал в такій кількості, щоб його рівень був постійним у процесі всього розливання. Для зменшення зусиль витягування кристалізатору надається зворотно-поступальний рух по поздовжній осі, а на його стінки подається мастило. Поверхня рідкого металу охороняється від окиснення шаром синтетичного шлаку або захисною атмосферою з інертного газу. Заготовка що виходить з кристалізатора рідкою серцевиною потрапляє в зону вторинного охолодження, де на її поверхню подається з форсунок розпорошена вода. Після затвердіння по всьому перетину

заготовка розрізається на частини необхідної довжини. Відстань L (м) від рівня металу в кристалізаторі до місця, де закінчується кристалізація заготовки товщиною a (м), відливається зі швидкістю v (м / хв), так само: $L = (240—340) a^2 \times v$. Значення коефіцієнта пропорційності залежить від профілю

До 1963 в промисловому масштабі застосовувалися УБРС вертикального типу, у яких формування заготовки та різання її здійснювалися на вертикальній ділянці. При литві заготовок великої товщини ділянку її різання розташовується на відстані 15-20 м від кристалізатора, а загальна висота установки може перевищувати 40 м. Для розміщення такої установки потрібна споруда веж чи колодязів. Прагнення зменшити висоту УБРС призвело до створення установок радіального, і криволінійного типів. На радіальних УБРС кристалізатор і напрямні пристрої вторинного охолодження розташовані на дузі певного радіуса (зазвичай радіус дорівнює 30-40 товщинам відливається заготовки). В кінці радіальної ділянки заготовка проходить через правильно-тягнучі ролики і виводиться в горизонтальне положення, в якому проводиться різання на мірні довжини. На УБРС криволінійного типу кристалізатор і частина зони вторинного охолодження мають постійний радіус; потім радіус збільшується і відбувається поступове випрямлення заготовки.

УБРС радіального і криволінійного типів, у яких неповністю затверділа заготовка виходить на горизонтальну ділянку, дозволяють значно підвищити швидкість розливання при великих перерізах заготовки, так як ділянка різання може бути розташованою на досить великій відстані від кристалізатора (30-35 м). Загальна висота таких установок, як правило, не перевищує 12 м.

На УБРС відливаються заготовки квадратного перерізу розміром від 50x50 до 300x300 мм, плоскі сляби товщиною від 50 до 300 мм і шириною від 300 до 2000 мм, круглі заготовки (суцільні і з внутрішньою порожниною) діаметром від 100 до 550 мм, з яких отримують труби, сортовий і листовий прокат, поковки. Велика ступінь хімічної однорідності по довжині і поперечним перерізом безперервнолитих заготовок забезпечує стабільні механічні властивості і підвищує надійність роботи металовиробів. Завдяки своїм перевагам безперервне розливання сталі прийняте як основний спосіб розливання у всіх нових споруджуваних сталеплавильних цехах і буде широко використовуватися при реконструкції діючих заводів. Найбільша продуктивність УБРС забезпечується при їх роботі в поєднанні з кисневими конвертерами. У цьому випадку досягається рівність циклів випуску сталі з конвертера і розливання її на УБРС, завдяки чому рідкий метал може подаватися на установку безперервно протягом тривалого часу. У цехах з

сучасними дуговими печами також може бути організоване розливання так званим методом «плавка на плавку» (одна установка безперервно приймає метал від декількох печей). Перспективні агрегати, в яких безперервне розливання сталі поєднується з безперервною прокаткою в єдиному потоці. При цьому знижуються витрати енергії, підвищуються якість злитка і вихід придатного, скорочується цикл виробничих операцій від виплавки сталі до одержання готового прокату. Такі агрегати вже стали до ладу.

На початковому етапі процесу затвердіння безперервно литої заготовки відбувається охолодження рідкої сталі до температури початку затвердіння (температура нижче лінії ліквідус), а також поява зародків твердої фази в зонах інтенсивного відводу тепла. На відміну від чистих металів при кристалізації багатокомпонентних розплавів, до яких відносяться промислові сталі, виникає так зване концентраційний (дифузійне) переохолодження. Виникнення останнього пов'язано з ліквідацією компонентів розплаву. Ліквідацією в даному випадку називають відмінність хімічного складу твердої і рідкої фаз, що виникає при кристалізації. Найбільший вплив на розвиток ліквідаційних явищ надають такі хімічні елементи як сірка, вуглець, фосфор, кремній, марганець, молибден, хром та ін. Якщо рідина збагачується домішковим елементом, ліквідацію вважають позитивною, а якщо збіднюється - негативною. Відмінності в хімічному складі різних обсягів металу, що виникли в результаті ліквідації, зберігаються в сталі після завершення затвердіння.

Форма зростаючих в розплаві кристалів залежить від ступеня переохолодження рідини, напрямку тепловідведення, вмісту домішок в сталі та інших параметрів. На рис.11 схематично представлені основні структурні зони, які можуть зустрічатися в безперервно литому злитку. При цьому різні «недендритні» структури (рис. 11 в) можуть зустрічатися тільки в разі охолодження заготовки з високими швидкостями, що має місце, наприклад при розливанні на тонкий лист.

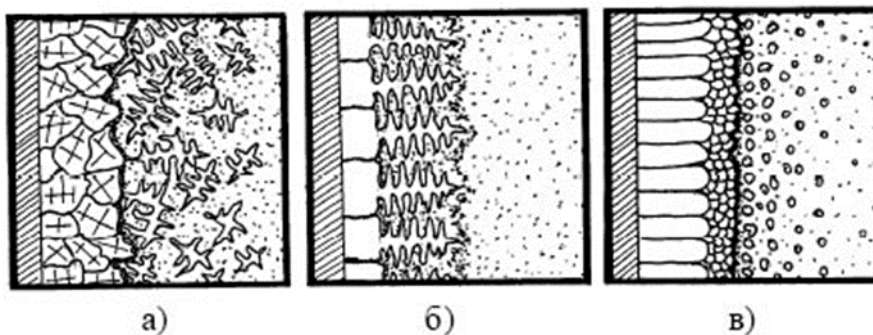


Рис. Основні структурні зони безперервнолитих заготовок, що утворюються при затвердінні: а - структура рівноосних кристалів; б - структура стовпчастих кристалів; в – структура рівноосна «недендритна».

В дещо спрощеному варіанті для сталевих безперервнолитих заготовок можна обмежитися трьома характерними кристалічними зонами:

- - коркова зона товщиною в кілька міліметрів, що складається з дрібних кристаликів близьких до рівноосних, першого порядку яких розташовуються переважно перпендикулярно до поверхні злитка;
- - зона стовпчастих (дендритних) кристалів, осі першого порядку яких спрямовані практично перпендикулярно (або з невеликим відхиленням) до поверхні злитка (в разі заливки сильно перегрітої сталі стовпчасти кристали досягають осі злитка і таке явище називається «транскристалізація»);
- - зона неорієнтованих рівноосних кристалів, що займає всю середню частину зливка і складається з великих кристалів з безладним напрямком осей першого порядку.

У будові дендрита виділяються головні осі першого порядку, що перехрещуються з ними осі другого порядку і іноді осі третього порядку (рис.12). У процесі затвердіння між двома сусідніми дендритами деякий час зберігаються області рідкої фази.

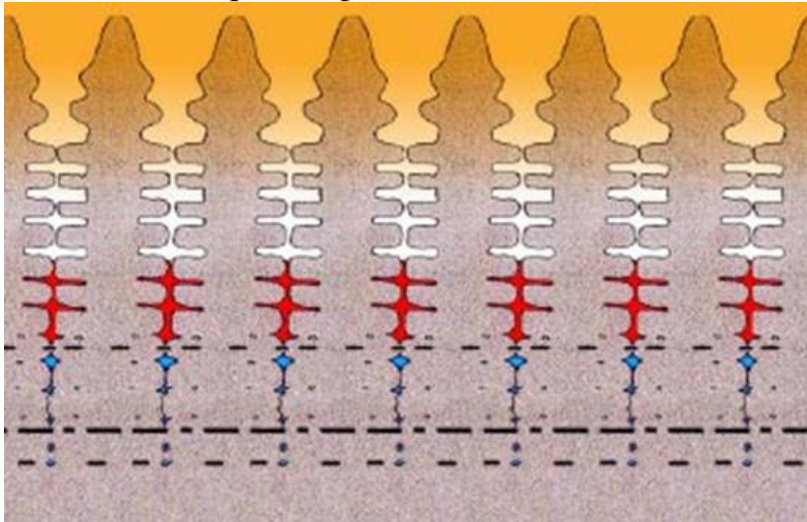


Рис.12. Схематичне уявлення процесу зростання зони дендритних кристалів і областей рідко-твердої фази в скоринці, що формується.

Можна умовно вважати, що тверда оболонка, яка формується, складається з п'яти зон, що відрізняються своєю морфологією і механічними характеристиками:

- зона вільного витікання рідини з междендритного простору;
- зона обмеженого витікання («невитікання») рідини з междендритного простору і утворення ділянок рідкої плівки;
- ділянку рідких краплень в твердих зернах і плівок по кордонах зерен;
- ділянку рідких краплень дрібних крапель в твердих зернах і на їх межах;
- повністю затверділий ділянку твердого каркаса.

При цьому певну механічну міцність має тільки ділянка з повністю твердою фазою. Як правило, межі між дендритами виявляються менш чітко, ніж

між колоподібними зернами. Вони швидше, представляють собою зчеплення між закінченнями осей дендритів другого порядку.

Зростання дендрита, що утворюється на холодній поверхні і виступає в розплав перпендикулярно до поверхні кристалізатора, характеризується різною швидкістю просування окремих площин кристалів, а свою форму зберігають тільки більш повільно зростаючі площини, в той час як більш швидко зростаючі поверхні утворюють шип, який виступає в залишку розплав. Теплота кристалізації такого зростаючого кристалу, що виділяється в переохолоджений розплав, погіршує умови росту інших прилеглих кристалів.

Спочатку дендрити дуже малі (рисунок 4.3а), навіть якщо затвердіння йде порівняно повільно. Потім, коли процес затвердіння сповільнюється, зростання продовжують лише окремі гілки, осі яких збігаються з напрямом теплового потоку (рис. 13 в)

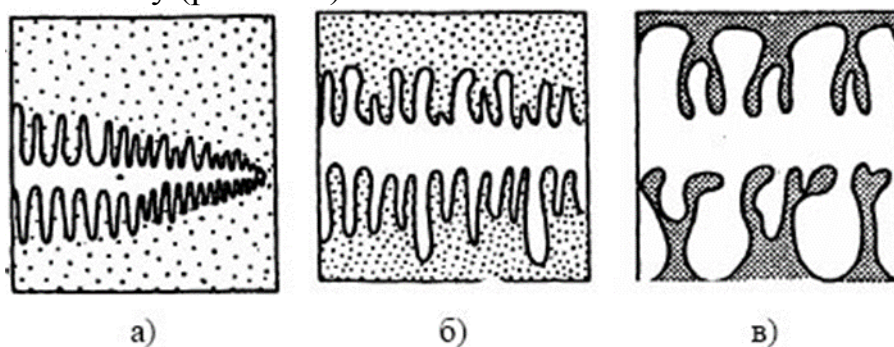


Рис.13. Схематичне уявлення етапів формування гілок дендритів в процесі їх зростання

Утворення дендритної структури металу в процесі кристалізації заготовки пов'язане з особливістю її формування при затвердінні металу в зоні двофазного стану. Наявність переохолодженого розплав перед фронтом затвердіння призводить до того, що спочатку в переохолодженому шарі швидко зростає «скелет» дендрита, тобто порівняно тонка вісь дендрита першого порядку. Потім вже відбувається потовщення дендритних гілок. Обидві стадії формування дендритного остова протікають в різних умовах і з різною швидкістю.

При досить інтенсивних конвективних потоках (наприклад, електромагнітне перемішування) відбувається підплавлення і механічне обламування гілок дендритів. Відокремлені частки дендритів утворюють рідко-тверду область, є самостійними зародками кристалізації або розплавляються.

Зростання кристалів стовпчастої зони супроводжується також зняттям термічного переохолодження теплоти кристалізації, що виділяється, і підвищенням концентрації легкоплавких розчинних домішок перед фронтом кристалізації, що призводить до виникнення концентраційного переохолодження.

Вважається, що тільки частина рідкої фази може затвердіти за дендритною схемою, а решта обсягу рідини твердне внаслідок відводу тепла від

металу, що кристалізується, в результаті теплопровідності. Затвердіння цього розплаву відбувається внаслідок переміщення недендритної поверхні розділу фаз через вже утворившийся дендритний остов. Ця стадія заповнення міждендритного простору твердою фазою протікає набагато повільніше, ніж дендритне зростання.

Перехід від зони стовпчастих кристалів до равноосної обумовлений величиною температурного градієнта в рідкій частини злитка коло фронту затвердіння. Зазначений перехід відбувається при досягненні цим градієнтом деякого мінімального значення. При збільшенні інтенсивності охолодження товщина зони стовпчастих кристалів зростає. Характер розвитку зони рівноосних дендритів багато в чому залежить як від хімічного складу металу, так і від ступеня його перегріву над температурою ліквідус.

При цьому затвердіння в зоні рівноосних дендритів відбувається за механізмом гетерогенного зародження центрів кристалізації або за механізмом дендритної мультиплікації (множення числа зародків за рахунок руйнування гілок дендритів).

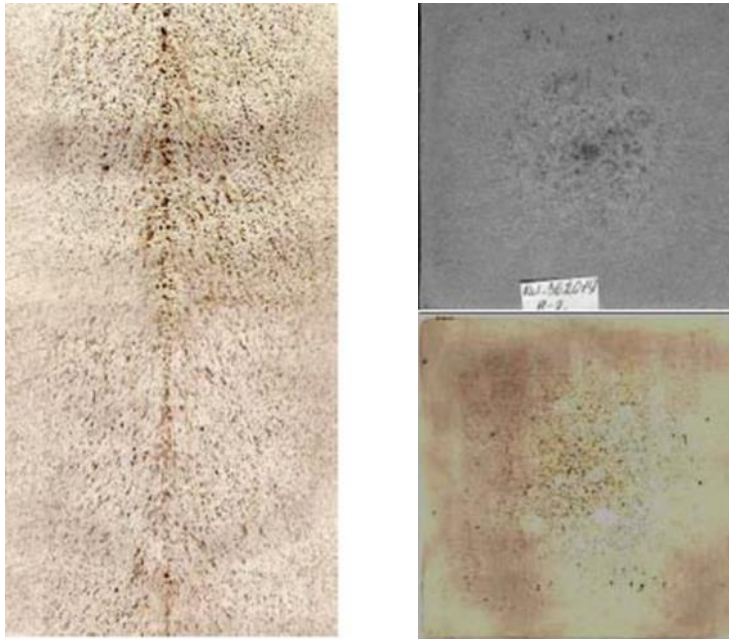
Найбільш вразливою з точки зору різкої зміни рівня механічних властивостей представляється область структурного переходу від зони стовпчастих дендритних кристалів до зони рівноосних дендритів. З теплофізичної точки зору ця перехідна зона відповідає моменту часу, в який швидкість відводу тепла через тверду скоринку зменшується до таких величин, що вона приблизно відповідає швидкості виділення тепла вільно плаваючими перед фронтом затвердіння твердими кристалами. Протяжність цієї зони багато в чому залежить від умов затвердіння заготовки в цілому.

Процес утворення осьової неоднорідності реалізується на кордоні твердої і рідкої частин злитка в умовах, коли рівень рідини в середній його частині безперервно опускається. По мірі зближення фронтів горизонтального затвердіння у осі заготовки усадочні переміщення зростає. Потік рідкого металу рухається і захоплює за собою скупчення лікватів, екстрагуючи їх із міжосних просторів дендритів.

Відомо, що при утриманні в двофазній рідко-твердій області близько 20% твердої фази, в'язкість її значно зростає, що призводить до втрати рідкотекучості, а також попадання в усадочні пустоти рідкого металу з верхніх горизонтів ускладнюється. Саме тому осьова неоднорідність характеризується пористістю, що виявляється у вигляді тріщин.

Ліквация в осьовій зоні заготовки (рис.14) вкрай небезпечна, тому що подібні вади практично не усуваються при подальшій пластичній деформації. Це обумовлено, перш за все, зниженням ефективності прокатки (опрацювання металу) в міру наближення до центру заготовки. Особливу небезпеку осьова пористість представляє для великих перетинів безперервнолитих заготовок (наприклад, блюмів і товстих слябів).

У процесі затвердіння і охолодження заготовки протікають процеси усадки металу (рис.15).



а)

б)

Рис.14– Сірчаний відбиток (а) и фото(б) перетину блюмової заготовки з осью ліквіацією

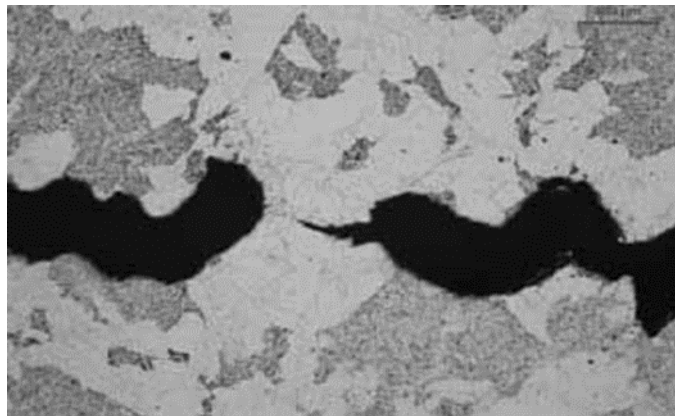


Рис.15 – Усадочні пористоти (черні ділянки) в заготовці

5. ВПЛИВ ПІСЛЯЛИВАРНОГО ВІДПАЛУ ВИЛИВКІВ ТА НАПІВФАБРИКАТІВ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ НА ЇХ СТРУКТУРУ

Особливості структури литої сталі

Лита сталь часто має крупнозернисту структуру, а також відманштетову мікроструктуру, особливо в великогабаритних виливках. Особливістю такої структури є направленість структурних складових, що мають вигляд голок та трикутників (рис.16). «Видманштетенова структура впервые обнаружена английским учёным [Уильямом Томсоном \(англ.\)](#) в 1804 году и, независимо, австрийским учёным [А. Видманштетеном](#) в 1808 году при изучении железо-никелевых [метеоритов^{\[4\]}](#). С тех пор их стали называть «видманштетеновы фигуры» или «структуры Томсона».



а



б

Рис.16. Мікроструктура литої сталі, що має відманштетову будову з різним вмістом вуглецю: а-0,16%С; б-0,35%С

Така структура сприяє викликає підвищену крихкість та погіршує механічні властивості.

Після затвердіння виливки підлягають післяливарному відпалу, що належить до відпалу першого роду. Крім того, для зменшення розмірів зерен та уникнення утворення відманштетової структури застосовують відпал другого роду, в процесі якого відбувається перекристалізація, тобто фазові перетворення (див. далі в частині2)

Відпал першого роду– це вид термообробки, який частково або повністю знімає відхилення від рівноважного стану. Як раніше відмічалось причинами відхилення від рівноважного стану можуть бути наклеп холодного деформування, зварювання, ливарні процеси, нерівномірна пружна деформація при навантаженні.

Проведення відпалу першого роду не обумовлюється фазовими перетвореннями. В залежності від того, які відхилення від рівноважного

стану необхідно ліквідувати, відрізняють наступні різновидності відпалу 1-го роду:

- гомогенізаційний (дифузійний відпал);
- рекристалізаційний;
- для зменшення внутрішніх (залишкових напруг).

Основними параметрами процесу відпалу першого роду являються температура нагрівання і час витримки.

Гомогенізаційний (дифузійний) відпал – це вид термічної обробки, при якій головним процесом являється усунення дендритної ліквідації. В результаті дендритної ліквідації виникає хімічна мікронеоднорідність всередині кристалів твердого розчину, внаслідок чого утворюються нерівноважні надлишкові фази. В литих сплавах це призводить до зниження пластичності та стійкості проти корозії. В процесі обробки тиском мікроділянки, які мають різний хімічний склад, видовжуються – виникає волокниста структура. Така структура обумовлює анізотропію властивостей виробу.

Результаті гомогенізації відбувається вирівнювання концентрації всередині зерен твердого розчину і розчинення нерівноважних надлишкових фаз. Оскільки ці процеси по своїй фізичній сутності являються дифузійними, то гомогенізаційний відпал називають також дифузійним. Нагрівання сприяє більш повному протіканню дифузійних процесів. Тому при гомогенізації температуру нагрівання визначають в межах $(0,8 \dots 0,95)T_{пл}$, але нижче лінії солідуса. Сталі і чавуни, наприклад розігрівають до температур 1100...1200°C; леговані сталі до 1050...1250°C. Час витримки при гомогенізаційному відпалі коливається від декількох до десятків годин.

Після витримки заготовки охолоджують в середовищі з температурою 800...820°C, а потім на повітрі.

В процесі післяливарного відпалу в цілому відбуваються наступні структурні зміни, що не пов'язані із фазовими перетвореннями. А саме:

1. Гомогенізація - вирівнювання хімічного складу всередині кристалу(дендриту), тобто зменшення дендритної ліквідації;
2. Вирівнювання меж дендритів, що мають криволінійну поверхню (рис.16).

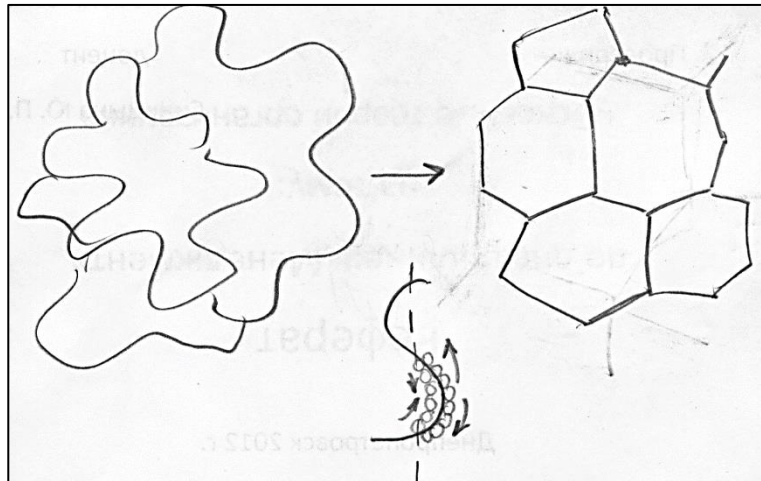


Рис.16- Вирівнювання меж зерен

Термодинамічно цей процес виправданий тим, що загальна протяжність меж, тобто дефектів кристалічної будови зменшується.

3. Полігонізація- процес розподілу зерен на частини: фрагменти, полігони в результаті ковзання й переповзання дислокацій.

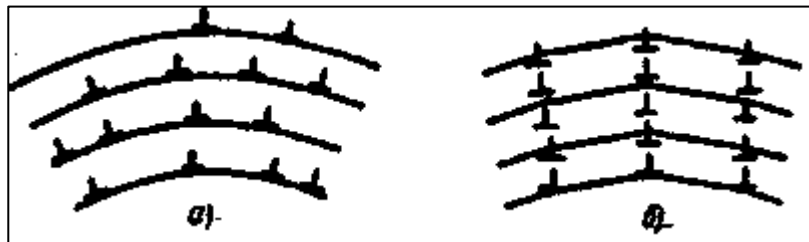


Рис. 17. Схема полігонізації: а – хаотичне розташування крайових дислокацій у металі; б – дислокаційні стінки після полігонізації.

4. Збиральна рекристалізація, тобто збільшення розміру зерен аустеніту.

5. Зменшення розмірів об'ємних дефектів, тобто «залечивание» мікропор.

6. ГАРЯЧА ДЕФОРМАЦІЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ, ЯК СПОСІБ ВИГОТОВЛЕННЯ НАПІВФАБРИКАТІВ ТА ДЕТАЛЕЙ МАШИН

Холодна і гаряча деформація. Основні поняття (повторення)

1. https://www.google.com.ua/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=7&ved=2ahUKEwjK_YXzt-DoAhWHwsQBHbYGBGQQwqsBMAZ6BAgKEA4&url=https%3A%2F%2Fwww.youtube.com%2Fwatch%3Fv%3DMHtJLSJ8_30&usg=AOvVaw1WXhfERHAAwkPWHzqyUt6I .

https://www.google.com.ua/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=6&cad=rja&uact=8&ved=2ahUKEwjK_YXzt-DoAhWHwsQBHbYGBGQQwqsBMAV6BAgKEAk&url=https%3A%2F%2Fwww.youtube.com%2Fwatch%3Fv%3DIBZwnqJ1F44&usg=AOvVaw30x9v4SKo9puUIXFrqqb29

Гаряча деформація – деформація, відбувається при температурах вищих за температуру рекристалізації (для чистих металів $T_{рк} \approx 0,4T_{пл}$), після якої метал не набуває зміцнення. Р е к р и с т а л і з а ц і я (зародження і зростання нових зерен у твердому металі) в ідеальному варіанті встигає пройти повністю, нові рівноважні зерна повністю замінюють деформовані зерна, спотворення кристалічних решіток відсутні. Гаряча обробка металів тиском має переваги: - складові металу розподіляються більш рівномірно, ніж до обробки; - зменшуються розміри зерен, що призводить до поліпшення механічних властивостей; - метал стає більш суцільним унаслідок зварювання та спресовування газових порожнин і нещільностей.

Нагрівання для обробки тиском

Нагрівання металу здійснюють для підвищення його пластичності і зменшення зусиль деформування при обробці тиском. Так, нагрів стали до температур гарячої деформації знижує опір деформації в 15 ... 20 разів і підвищує пластичність майже в два рази (при 1100 ° С межа міцності стали 15 знижується від - 440 до - 24 МПа, а відносне подовження збільшується з 33 до 58%).

Пластичне деформування виконується в інтервалі температур $T_n \dots T_d$ до (температури початку і кінця деформації відповідно). Температура нагріву - це температура початку обробки тиском. При виконанні гарячої деформації (див. 3.5.3) температура деформації (T_d) повинна

перевищувати температуру рекристалізації (T_r), щоб при деформації не виникають клоччя. Разом з тим вона повинна бути нижче температури початку плавлення (температура солідус) ($T_{пл}$), щоб не відбувалося оплавлення, тобто $T < T_d < T_{пл}$ (для вуглецевих сталей лінія солідус - лінія АЕ на діаграмі "Fe - Fe₃C", вище якої в структурі присутній рідина).

Реально температура нагріву повинна бути нижче температури солідус сплаву на 50 ... 100 ° С. При більш високій температурі може виникнути "перевитрата" (рис. 18), тобто окислення кордонів зерен, і, як наслідок, сильне охрупчивание металу. Перевитрата - це невиправний брак, метал не придатний для використання.

Тривале перебування металу при високій температурі призводить до перегріву - значного зростання зерна, зниження механічних властивостей і пластичності металу. Перегрів може бути виправлений відпалом (див. далі).

Температура кінця деформації повинна трохи перевищувати температуру рекристалізації: $T_{до} > T_r$. Деформація при більш низьких температурах викличе наклеп, тобто зниження пластичності металу. При цьому виникає небезпека утворення тріщин.

Таким чином, гарячу пластичну деформацію проводять в інтервалі температур: температура початку деформації обмежується температурою плавлення, температура закінчення деформації - температурою рекристалізації. Це означає, що пластична деформація різних сталей проводиться при різних температурах, які можуть відрізнятися досить істотно (рис.18) .

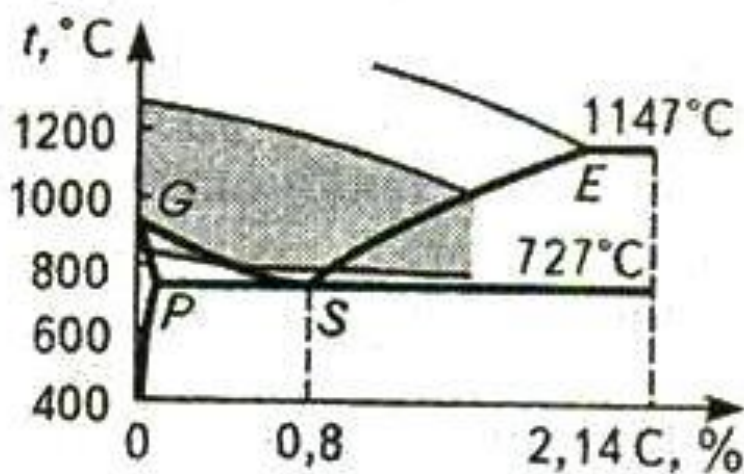


Рис. 18. Области нагрівання для гарячої обробки тиском

Якщо в процесі деформації температура металу знизилася до T нижче зазначеної, а необхідні розміри заготовки ще не отримані, цикл "нагрів - деформація" виконується неодноразово. Одною із вад гарячедеформованої сталі є смугастість або рядкованість (феритна, ліквацийна) (рис.19), що характеризується анізотропією в структурі сортового або листового прокату (блюмів та слябів).

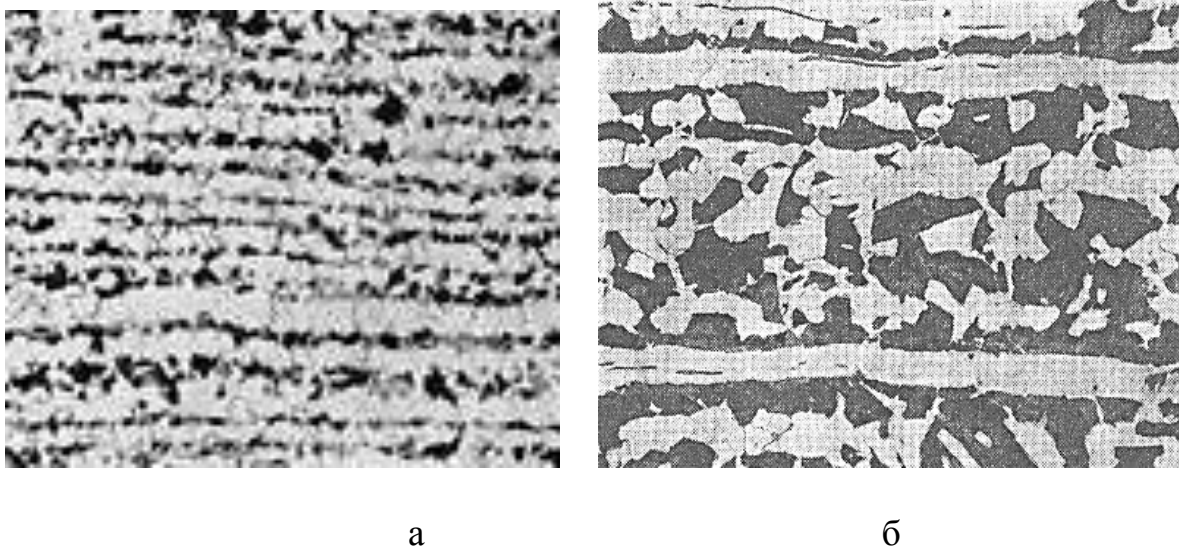


Рис.19. Смугаста структура в гарячедеформованій сталі, а-х100, сталь 20,б-х300, сталь Ст.3.

Щоб гарячекатані заготовки мали однакові механічні властивості в різних напрямках, необхідно, щоб вони не мала смугастої структури. При смугастій структурі збільшується межа плинності і падає подовження в напрямку поперек прокатки, в той час як міцність, яка в основному залежить від хімічного складу сталі, змінюється несуттєво.

Зниження температури гарячої прокатки або кування може викликати гальмування процесу динамічної рекристалізації. В результаті цього зерна аустеніту, або наявність зерен фериту призводить до фіксування витягнутих вздовж напрямку прокатки зерен аустеніту і фериту. Між цими складовими при охолодженні утворюється перліт. Таку структуру можна виправити застосуванням рекристалізаційного відпалу.

Але часто смугасті структури, що оцінюються за спеціальною шкалою балів (від1 до10) супроводжуються наявністю неметалевих включеннями (Рис.18 б) Різко виражена смугастість, особливо з неметалевими включеннями в листовій сталі марки 20, є основною причиною розривів і браку при штампуванні лонжеронів і гальмівних

барабанів автомобілів. Витягнуту неметалеві включення являються підкладкою для утворення вздовж їх поверхні фериту, що створює феритну смугастість (рис.18 б).

В цих випадках рекристалізаційний відпал не впливає на ступінь смугастості.

Рекристалізаційний відпал – де вид термічної обробки попередньо деформованого сплаву з метою усунення деформаційного наклепу, тобто, проведення процесу рекристалізації. Здебільшого рекристалізаційний відпал застосовують після холодної обробки тиском або між операціями холодного деформування. При пластичній деформації в холодному стані у кристала збільшується щільність дислокацій. В результаті значної деформації щільність дислокацій може досягати $10^{11} - 10^{12} \text{ см}^2$, тоді як в відпаленому стані – $10^6 - 10^8 \text{ см}^2$.

Режим рекристалізаційного відпалу складається з нагрівання до температури вище початку рекристалізації, витримки і наступного охолодження. Найнижча температура початку рекристалізації металу або сплаву, яка відповідає великим деформаціям ($> 60 - 70\%$) і тривалості відпалу 1– 2 години слугує характеристикою матеріалу і називається температурним порогом рекристалізації $T_{п.р.}$. Між $T_{п.р.}$ і температурою плавлення існує практично стале співвідношення (правило А. А. Бочвара) : рекристалізація починається при температурі, яка складає однакову для всіх металів частку від температури плавлення, а саме: $T_{п.р.} = \alpha T_{пл.}$. Наприклад, для технічно чистих металів: $T_{п.р.} = (0,3 - 0,4) \cdot T_{пл.}$; для складних сплавів, твердих розчинів і легованих сталей: $T_{п.р.} = (0,5 - 0,8) \cdot T_{пл.}$, де $T_{пл.}$ – визначається за абсолютною шкалою. Тобто, для визначення $T_{п.р.}$ за відомою температурою плавлення $T_{пл.}, ^\circ\text{C}$ необхідно: $T_{п.р.} = (T_{п.р., ^\circ\text{C}} + 273)\alpha - 273$.

Найважливішою характеристикою відпаленого металу є розмір рекристалізованого зерна. До основних факторів, які визначають кінцевий розмір зерен належать температура і час відпалу, ступінь деформації і склад сплаву. Для вибору режимів рекристалізаційного відпалу можливо використовувати діаграми рекристалізації.

Ці діаграми (рис.19) показують залежність розміру зерна металу або сплаву від ступеню деформації і температури відпалу при певному часі витримки, а також дозволяють визначити режим рекристалізаційного відпалу для отримання бажаної структури.

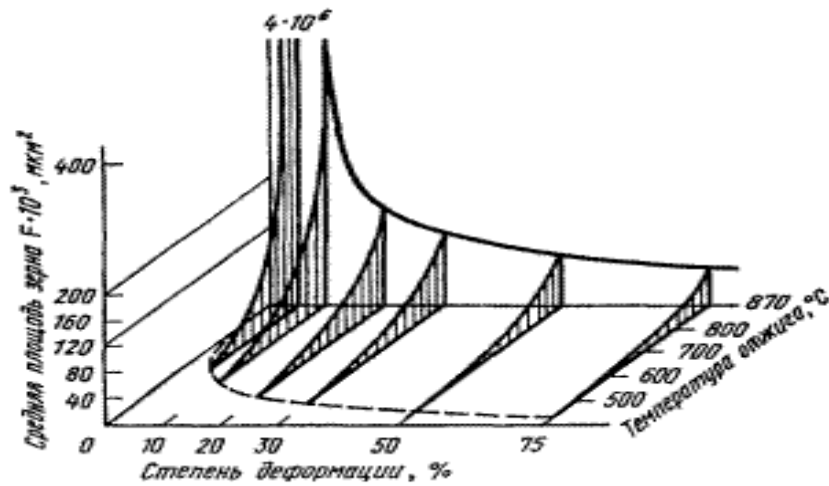


Рисунок 19 – Діаграма рекристалізації маловуглецевої сталі

Відпал для зменшення напруг—це вид термічної обробки, при якій головним процесом є повна або часткова релаксація залишкових напруг, які зберігаються в металі після закінчення різних технологічних процесів: лиття, обробки тиском, зварювання, обробки різанням (рис.20). Небезпечність залишкових напруг полягає в тому, що вони призводять до зміни розмірів і жолоблення виробу. Зменшення залишкових напруг відбувається завдяки пластичній деформації.

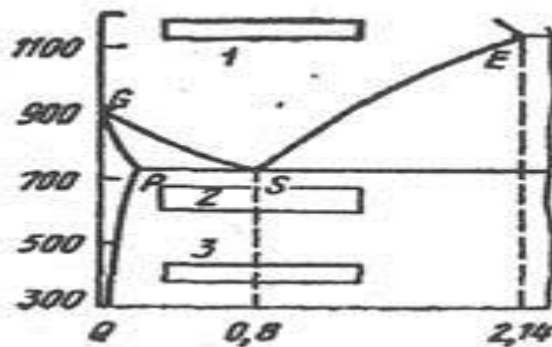


Рисунок 20 – Режимы нагрівання при проведенні відпалів 1-го роду: 1 – гомогенізація (дифузійний відпал); 2 – рекристалізація; 3 – відпал для зняття внутрішніх напруг.

В багатьох випадках зменшення залишкових напруг є побічним процесом, який проходить при різних операціях термообробки одночасно основними змінами. Наприклад, ливарні напруги зменшуються при гомогенізаційному відпалі, залишкові напруги від холодної обробки тиском зменшуються при рекристалізації.

План

1. Перетворення в м'яких сталях
2. Перетворення в евтектоїдній сталі
3. Перетворення в доевтектоїдних сталях
4. Перетворення в заевтектоїдних сталях

Критичними точками сплаву називають точки, що відповідають значенням температур, при яких відбуваються певні перетворення. Критичні точки позначають особливими символами, введеними французьким ученим Ф. Осмондом. Вони дістали загальне застосування, оскільки скоротили характеристику перетворень, що проходять у сплавах заліза з вуглецем. Кожну критичну точку запропоновано позначати великою літерою А з відповідним індексом справа (знизу). Отже, існують такі позначення:

A_1 — для точок, що відповідають лінії PSK, тобто евтектоїдному перетворенню;

A_2 — для магнітного перетворення α -заліза по лінії MO при 768 °С (точка Кюрі);

A_3 — для точок лінії GOS, тобто для алотропічного перетворення γ -заліза на α -залізо, що відповідає початку виділення фериту з аустеніту;

A_{ct} — для точок лінії SE, що відповідають початку виділення вторинного надмірного цементиту з аустеніту (або завершення його розчинення);

A_4 — для переходу δ -заліза в γ -залізо і зворотного переходу (точки на лінії NH) при температурі 1392 °С і вище.

Практично встановлено, що температури критичних точок бувають різними залежно від того, відбувається нагрівання чи охолодження (тобто має місце термічний гістерезис). Тому треба вказати, про яку критичну точку йдеться — отриману при охолодженні чи нагріванні. Так, при охолодженні поруч з літерою А ставлять індекс г наприклад A_{r1} , A_{r2} при нагріванні - індекс с, наприклад A_{c1} , A_{c2}

При охолодженні розплаву чистого заліза перша температурна зупинка на графіку охолодження спостерігається при температурі 1539 °С, коли залізо з рідкого стану переходить у твердий. В результаті кристалізації утворюється δ -залізо з кристалічною граткою об'ємноцентрованого куба (ОЦК) з параметром $a = 2,93 \text{ \AA}$. При температурі 1400 °С ця форма заліза переходить в γ -залізо і

змінює кристалічну ґратку на кубічну ґранецентровану (ГЦК) з параметром $a = 3,64 \text{ \AA}$. При подальшому зниженні температури до $911 \text{ }^\circ\text{C}$ γ -залізо переходить у β -залізо з об'ємноцентрованою кубічною ґраткою і параметром $a = 2,90 \text{ \AA}$. Подальше охолодження до $768 \text{ }^\circ\text{C}$ призводить до перетворення немагнітного β -заліза у магнітне α -залізо з ОЦК-ґраткою і параметром $a = 2,86 \text{ \AA}$.

Технічне залізо. При охолодженні розплаву технічно чистого заліза (містить $0,02 \text{ \% C}$) кристалізація сплаву починається при деякому переохолодженні відносно лінії АВ з утворенням кристалів δ -фериту. Вони мають форму дендритів. Вміст вуглецю в δ -фериті зростає відповідно лінії АН, а в рідкій фазі— відносно лінії АВ. При деякому переохолодженні відносно лінії АН кристалізація закінчується. Структура складається з рівновісних зерен δ -фериту.

Подальше охолодження сплаву 1 призводить до поліморфного перетворення $\delta \rightarrow \gamma$, яке починається і закінчується при деякому переохолодженні відносно точок 4 і 5, розташованих на лініях НН і ІН. Перетворення супроводжується перерозподілом вуглецю між феритом і аустенітом. При повільному охолодженні склад фаз змінюється відповідно нахилу вказаних ліній. По закінченні перетворення нижче точки 5 структура сплаву складається з рівновісних зерен аустеніту.

При температурах нижче точки 6 структура аустеніту знову стає нестабільною і починається поліморфне перетворення $\gamma \rightarrow \alpha$ відбувається в інтервалі температур (точки 6...Т) і також супроводжується перерозподілом вуглецю між фазами. Нижче точки 7 структура сплаву складається з зерен фериту. В інтервалі точок 7...8 твердий розчин (ферит) є ненасиченим вуглецем, а нижче точки 8 він стає пересиченим і починає виділятися цементит (Fe_3C — надлишкова фаза). Цементит виділяється переважно по границях зерен, що негативно впливає на властивості технічного заліза. Тому на практиці намагаються гальмувати утворення такого (третинного) цементиту. Кінцева структура сплаву після повного охолодження складається з фериту та третинного цементиту.

Формування структури сталей. Залежно від вмісту вуглецю сталі поділяють у відповідності з діаграмою стану на доевтектоїдні (від $0,025$ до $0,8 \text{ \% C}$), евтектоїдні ($0,8 \text{ \% C}$) і заевтектоїдні (більше $0,8 \text{ \%}$ і до $2,14 \text{ \% C}$). Відповідно кристалізація сталей може проходити в один, два або три етапи.

Кристалізація сталей з вмістом вуглецю, що відповідає сплавам а, II, б, починається з утворення $\bar{\epsilon}$ -фериту. Під час охолодження склад цих кристалів змінюється відповідно нахилу лінії АН, а склад рідини — відповідно лінії АВ. При температурі лінії НІВ рідина (розплав) для всіх випадків приймає концентрацію вуглецю біля точки В, а кристали — біля точки Н.

За умови незначного переохолодження відносно лінії НІВ починається перитектична кристалізація, внаслідок якої за рахунок взаємодії кристалів $\bar{\epsilon}$ - фериту та рідини утворюються кристали аустеніту. Перитектична кристалізація відбувається при постійній температурі. Залежно від складу сталі вона може завершитись повним зникненням фаз, які існували раніше (сплав II), або зберегти надлишок $\bar{\epsilon}$ - фериту (сплав а) чи рідини (сплав б). В останньому випадку відбувається третій етап кристалізації, під час якого в температурному інтервалі між лініями НІВ та ІЕ кристалізується аустеніт.

У сплавах III і IV кристалізація відбувається у температурному інтервалі між лініями ВС і ІЕ. Кристали аустеніту ростуть у формі дендритів. У зв'язку з підвищеною рухливістю атомів вуглецю дендритна ліквідація майже не спостерігається.

Подальше формування структури залежить від складу сталі. В евтектоїдній сталі (сплав III) аустеніт залишається стабільним при охолодженні до точки S. При охолодженні відносно цієї точки при постійній температурі відбувається евтектоїдне перетворення. В результаті утворюється структура, що складається з суміші зерен (пластин) α - фериту і цементиту. Таку евтектоїдну суміш називають перлітом.

При охолодженні доевтектоїдної сталі (сплав II) нижче лінії GS аустеніт втрачає стабільність і починається поліморфне перетворення його у ферит. Кристали фериту утворюються переважно на стиках зерен аустеніту і ростуть здебільшого у вигляді рівновісних зерен. Перетворення супроводжується зміною складу аустеніту відповідно лінії GS. При евтектоїдній температурі 727 °C аустеніт завжди набуває евтектоїдної концентрації. При деякому переохолодженні відбувається евтектоїдне перетворення.

Таким чином, структура доевтектоїдної сталі буде складатись з фериту та перліту. Відносну кількість фериту і перліту у структурі доевтектоїдної сталі, а також аустеніту та фериту при евтектоїдній температурі можна визначити, користуючись правилом відрізків. Також можна вирішити зворотню задачу — орієнтовно визначити вміст вуглецю в сталі залежно від співвідношення в структурі фериту і перліту (за умови повільного охолодження).

У заевтектоїдній сталі (сплав IV) нижче лінії ES аустеніт стає пересиченим щодо вуглецю. Надлишковий вуглець виділяється з аустеніту у вигляді вторинного цементиту по границях аустенітних зерен. Під час охолодження в інтервалі температур перетворення аустеніт збіднюється вуглецем відповідно лінії ES. Як і в доевтектоїдній сталі, аустеніт при евтектоїдній температурі матиме евтектоїдну концентрацію вуглецю і при подальшому охолодженні за постійної температури перетвориться на перліт. Структура заевтектоїдної сталі складається з перліту і вторинного цементиту.

Перетворення при нагріванні сталей відбувається у зворотному порядку.

Розглянемо закономірності фазових перетворень і формування структури чистого заліза, технічного заліза, сталей і чавунів за умов повільного охолодження (нагрівання), користуючись діаграмою стану Fe — Fe₃ C.

Чисте залізо. При охолодженні розплаву чистого заліза перша температурна зупинка на графіку охолодження (рис. 2.19) спостерігається при температурі 1539 °С, коли залізо з рідкого стану переходить у твердий. У результаті кристалізації утворюється δ-залізо з кристалічною граткою об'ємоцентричного куба (ОЦК) з параметром $a = 2,93 \text{ \AA}$. При температурі 1400 °С ця форма заліза переходить у γ-залізо і змінює кристалічну гратку на кубічну гранецентричну (ГЦК) з параметром $a = 3,64 \text{ \AA}$. При подальшому зниженні температури до 911 °С γ-залізо переходить у β-залізо з об'ємоцентричною кубічною граткою і параметром $a = 2,90 \text{ \AA}$. Подальше охолодження до 768°С призводить до перетворення немагнітного β-заліза у магнітне α-залізо з ОЦК-граткою і параметром $a = 2,86 \text{ \AA}$.

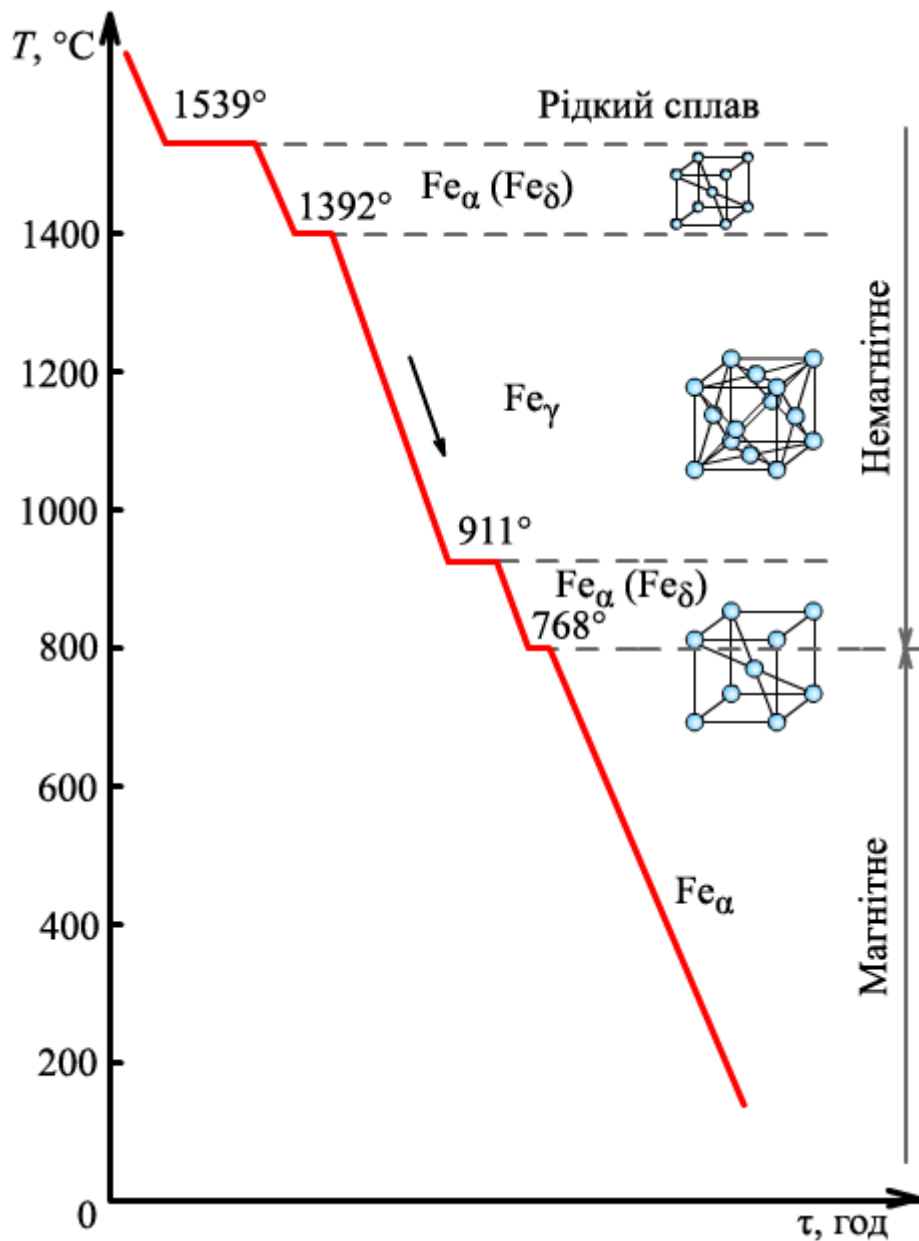


Рис. 2.19. Крива охолодження чистого заліза

Наявність кількох алотропічних модифікацій заліза залежно від температури позначається на процесах формування структури і властивостей залізовуглецевих сплавів.

Технічне залізо. При охолодженні розплаву технічно чистого заліза (вміст вуглецю 0,02 %) кристалізація сплаву (рис. 2.20, точка 7) починається при деякому переохолодженні відносно лінії АВ з утворенням кристалів δ -фериту. Вони мають форму дендритів. Уміст вуглецю в δ -фериті зростає відповідно лінії АН, а в рідкій фазі — відповідно лінії АВ. При деякому переохолодженні відносно лінії АН кристалізація завершується (рис. 2.20, точка 3). Структура складається з рівноважних зерен δ -фериту.

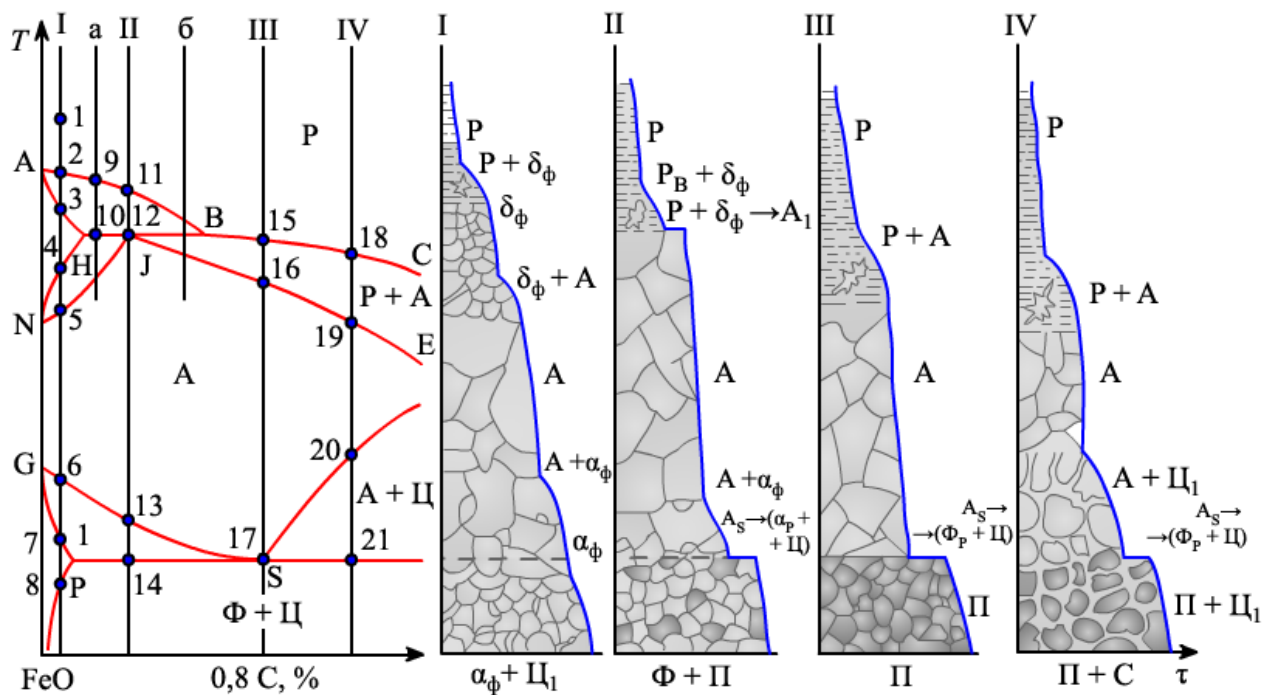


Рис. 2.20. Частина діаграми стану Fe — C і схеми структуроутворення маловуглецевих сплавів

Подальше охолодження сплаву I приводить до поліморфного перетворення $\delta \rightarrow \gamma$, яке починається і завершується при деякому переохолодженні відносно точок 4 і 5, розташованих на лініях HN і JN . Перетворення супроводжується перерозподілом Карбону між феритом і аустенітом. При повільному охолодженні склад фаз змінюється відповідно нахилу зазначених ліній. Після завершення перетворення нижче точки 5 структура сплаву складається з рівноважних зерен аустеніту.

При температурах нижче точки 6 структура аустеніту знову стає нестабільною і починається поліморфне перетворення $\gamma \rightarrow \alpha$, яке відбувається в інтервалі температур (точки 6...7) і також супроводжується перерозподілом Карбону між фазами. Нижче точки 7 структура сплаву складається з зерен фериту. В інтервалі точок 7...8 твердий розчин (ферит) є ненасиченим Карбоном, а нижче точки 8 він стає пересиченим і починає виділятися цементит (Fe_3C — надлишкова фаза). Цементит виділяється переважно по границях зерен, це негативно впливає на властивості технічного заліза. На практиці намагаються гальмувати утворення такого (третинного) цементиту. Після повного охолодження кінцева структура сплаву складається з фериту і третинного цементиту.

Залежно від вмісту вуглецю сталі поділяють у відповідності з діаграмою стану на *доевтектоїдні* (від 0,025 до 0,8 % C), *евтектоїдні* (0,8 % C)

і заевтектоїдні (більше 0,8 % і до 2,14 % С). Відповідно кристалізація сталей може відбуватися в один, два або три етапи.

Кристалізація сталей із вмістом вуглецю, що відповідає сплавам *a*, *II*, *б* (див. рис. 2.20), починається із утворення δ -фериту. Під час охолодження склад цих кристалів змінюється відповідно нахилу лінії *АН*, а склад рідини — відповідно лінії *АВ*. При температурі лінії *НJB* рідина (розплав) для всіх випадків приймає концентрацію Карбону біля точки *B*, а кристали — біля точки *H*.

За умови незначного переохолодження відносно лінії *НJB* починається перитектична кристалізація, внаслідок якої за рахунок взаємодії кристалів δ -фериту та рідини утворюються кристали аустеніту. Перитектична кристалізація відбувається при постійній температурі. Залежно від складу сталі вона може завершитися повним зникненням фаз, які існували раніше (сплав *II*), або зберегти надлишок δ -фериту (сплав *a*) чи рідини (сплав *б*). В останньому випадку відбувається третій етап кристалізації, під час якого в температурному інтервалі між лініями *НJB* та *КJE* кристалізується аустеніт.

У сплавах *III* і *IV* кристалізація відбувається у температурному інтервалі між лініями *BC* і *JE*. Кристали аустеніту ростуть у формі дендритів. У зв'язку з підвищеною рухливістю атомів Карбону дендритна ліквідація майже не спостерігається.

Подальше формування структури залежить від складу сталі. В евтектоїдній сталі (сплав *III*) аустеніт залишається стабільним при охолодженні до точки *S*. При охолодженні відносно цієї точки при постійній температурі відбувається евтектоїдне перетворення. В результаті утворюється структура, що складається з суміші зерен (пластин) α -фериту і цементиту. Таку евтектоїдну суміш називають *перлітом*.

При охолодженні доевтектоїдної сталі (сплав *II*) нижче лінії *GS* аустеніт втрачає стабільність і починається поліморфне перетворення його у ферит. Кристали фериту утворюються переважно на стиках зерен аустеніту і ростуть здебільшого у вигляді рівноважних зерен. Перетворення супроводжується зміною складу аустеніту відповідно лінії *GS*. При евтектоїдній температурі 727 °С аустеніт завжди набуває евтектоїдної концентрації. При деякому переохолодженні відбувається евтектоїдне перетворення.

Таким чином, структура доевтектоїдної сталі складатиметься з фериту і перліту. Відносну кількість фериту і перліту у структурі доевтектоїдної сталі, а також аустеніту та фериту при евтектоїдній температурі можна визначити, користуючись *правилом відрізків*. Також можна вирішити зворотну задачу і

орієнтовно визначити вміст вуглецю в сталі залежно від співвідношення в структурі фериту і перліту (за умови повільного охолодження).

У заевтектоїдній сталі (сплав IV) нижче лінії ES аустеніт стає перенасиченим щодо вуглецю. Надлишковий Карбон виділяється з аустеніту у вигляді вторинного цементиту по границях аустенітних зерен. Під час охолодження в інтервалі температур перетворення аустеніт збіднюється Карбоном відповідно лінії GS. Як і в доевтектоїдній сталі, аустеніт при евтектоїдній температурі матиме евтектоїдну концентрацію Карбону і при подальшому охолодженні за постійної температури перетвориться на перліт. Структура заевтектоїдної сталі складається з перліту і вторинного цементиту.

Перетворення при нагріванні сталей відбувається у зворотному порядку.

Формування структури сталей.

(Для повторення)

Характерні лінії діаграми

ABCD - лінія ликвидус, ANJECFD - лінія солидус. Між цими лініями відбувається кристалізація сплавів.

Первинна кристалізація сплавів, що містять до 0,1% вуглецю, починається з виділення з рідини δ-фериту, який потім в результаті поліморфного перетворення заліза-α (δ) в залізо-γ перетворюється в аустеніт.

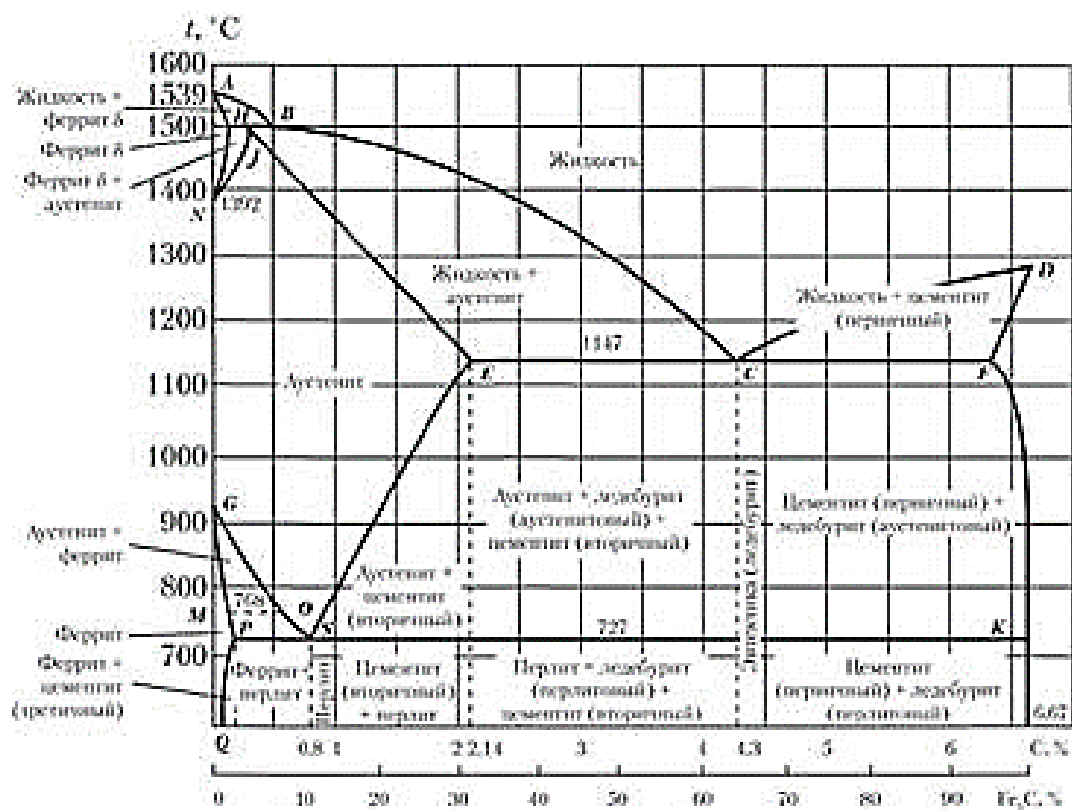
При первинній кристалізації сплавів, що містять 0,1 ... 0,5% вуглецю, відбувається перитектичне превра-

Таблиця 4.1

Характерні точки діаграми стану "Fe - Fe₃C"

позначення точки	координати		позначення точки	координати	
	t, °C	C, %		t, °C	C, %
A	1539	0	E	1147	2,14
H	1499	0,1	3	1147	4,3

J	14 99	0, 16	F	11 47	6, 67
B	14 99	0, 51	G	91 0	0
N	13 92	0	P	72 7	0, 02
D	12 60	6, 69	S	72 7	0. 8
			Do	72 7	6, 67
			Q	20	0, 006



Мал. 4.4. Діаграма стану "залізо - цементит"

щення. Вирізняється з рідини δ-ферит при температурі тисяча чотиреста дев'яносто-дев'ять ° С вступає в реакцію з рідиною, в результаті перітектичного превращення (див. 3.4.4) утворюється аустеніт: $\Phi_{8,01\%C} + Ж_{0,5\%C} \rightarrow A_{0,16\%C}$

При утриманні в сплаві вуглецю в кількості менше 0,16% після перітектичного перетворення зберігається надмірна δ-ферит, який потім в результаті поліморфного перетворення (Feδ → Fe.)

Перетворюється в аустеніт. У сплавах з вмістом вуглецю понад 0,16% після перитектичного перетворення зберігається надлишкова рідина, яка при подальшому охолодженні кристалізується в аустеніт.

Оскільки перитектична реакція у сплавів, що містять до 0,5% вуглецю, призводить до утворення аустеніту, а первинна кристалізація всіх інших сплавів, що містять 0,5 ... 2,14% С, також здійснюється перетворенням рідини в аустеніт, то при подальшому вивченні перетворень в сплавах "залізо - цементит" при охолодженні перитектичне перетворення детально розглядатися не буде.

Лінії *CD*, *SE* і *QP* діаграми мають однаковий сенс. Вони вказують на підвищення розчинності вуглецю в розчинах при нагріванні і на зменшення його розчинності при охолодженні (відповідно в рідкому розчині, аустеніте і ферриті). В результаті при охолодженні сплавів внаслідок зменшення розчинності вуглецю в розчинах з них виділяється надлишковий вуглець у вигляді високовуглецевої фази - цементиту, який отримав відповідну назву і позначення.

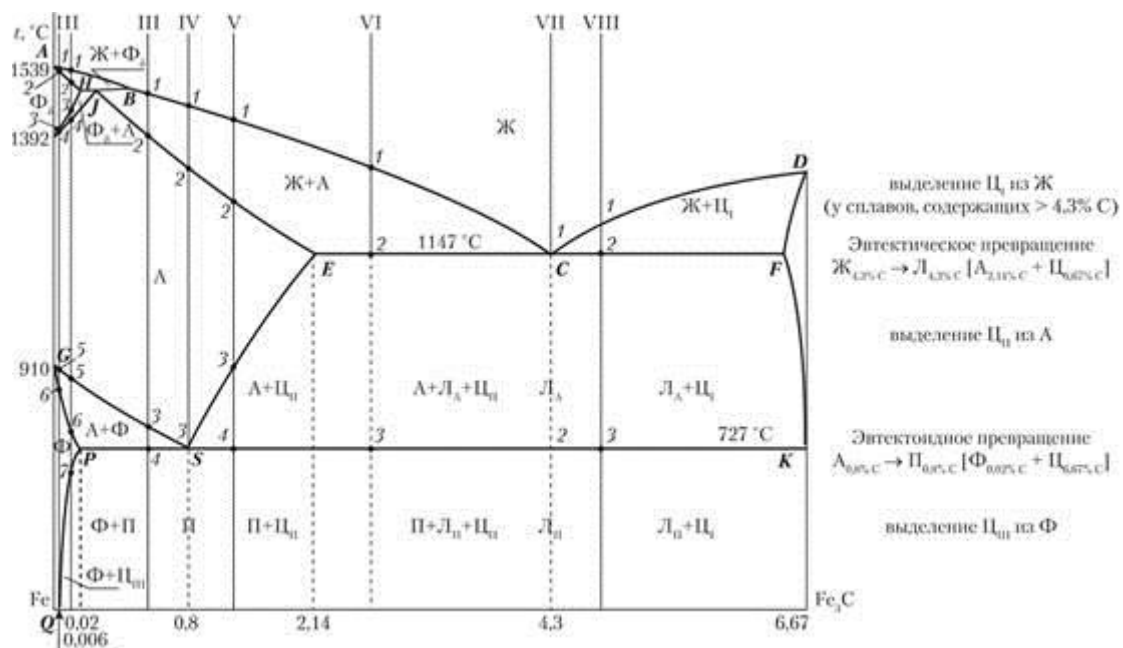
Цементит первинний (Ц_I) - виділяється при первинній кристалізації з рідини в сплавах, що містять 4,3 ... 6,67% вуглецю (область *CDF*). При подальшому охолодженні він не зазнає ніяких перетворень. Його зерна (кристалітів) - найбільші.

Цементит вторинний (Ц_{II}) - виділяється при вторинній кристалізації з аустеніту в інтервалі температур +1147 .. 727 ° С і зберігається при подальшому охолодженні. Має більш дрібні зерна.

Цементит третинний (Ц_{III}) - виділяється з фериту при охолодженні нижче 727 ° С у всіх сплавах, що містять більше 0,006% вуглецю. Ц_I | Ц_{III} у вигляді дуже дрібних зерен присутня в структурі в якості самостійної фази або в складі перліту і ледебуріта перлітового.

ECF і *PSK* - лінії евтектичного і евтектоїдного перетворень (нагадаємо ці перетворення: Ж4,3 → ЛА (А2,14 + + Ц_I6,67] - евтектичну і А₀, 8 → П | Ф_{0,02} + Ц_I6,67] - евтектоїдна). евтектичну перетворення зазнають все сплави, що лежать правіше точки *E* (2,14% С), евтектоїдна - все сплави, що лежать правіше точки *P* (0,02% С).

Розглянемо перетворення, які відбуваються в характерних сплавах системи "залізо - цементит" при охолодженні (рис. 4.5).

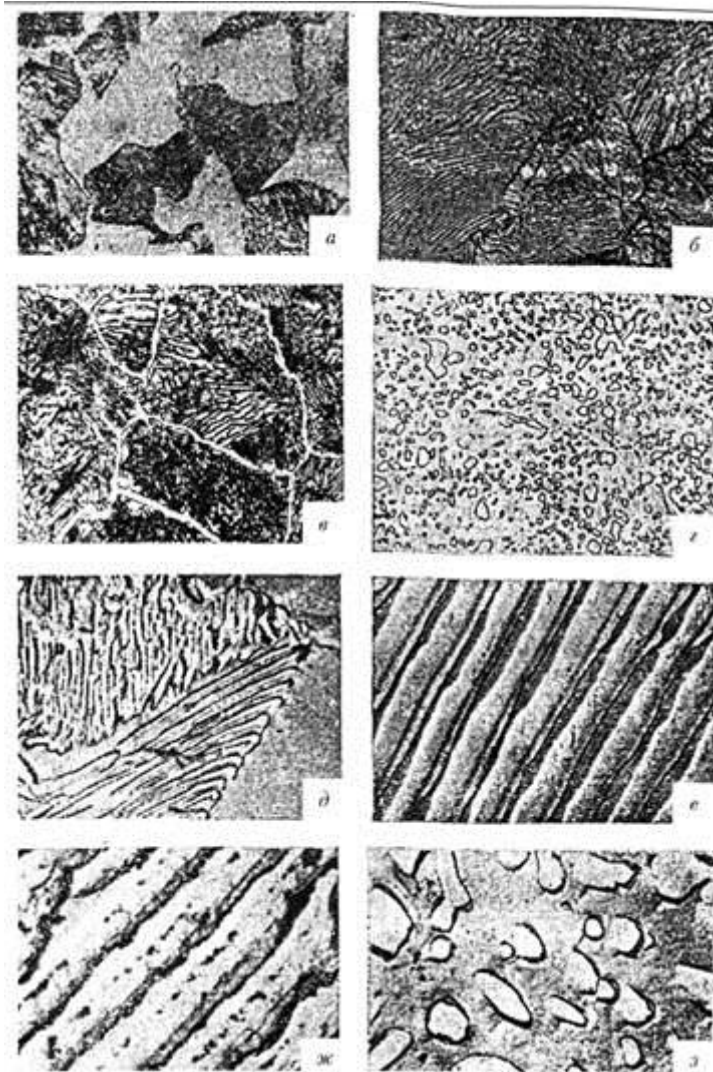


Мал. 4.5. Перетворення в залізовуглецевих сплавах

Сплав I (менш 0,006% вуглецю). До температури 1 сплав є рідкий розчин. В інтервалі температур 1 (ликвідус) - 2(солідус) протікає первинна кристалізація рідини в ферит- δ , який потім охолоджується в інтервалі 2-3. При температурах 3-4 в результаті поліморфного перетворення заліза- α (δ) в залізо- γ відбувається перетворення фериту-5 в аустеніт, а при температурах 4-5 - охолодження аустеніту. В інтервалі температур 5-6 аустеніт перетворюється в ферит внаслідок поліморфного перетворення заліза- γ в залізо- α . При подальшому охолодженні з ферритом ніяких перетворень не відбувається. В результаті виходить сплав з однофазної структурою фериту (однорідний твердий розчин Φ).

Сплав II (0,006 ... 0,02% вуглецю). При охолодженні в інтервалі температур 1-6 відбуваються такі ж перетворення, що і в сплаві I. Потім відбувається охолодження фериту (6-7), з якого при температурі 7 внаслідок зменшення розчинності вуглецю в фериті починає виділятися цементит третинний (по лінії PQ). Його кількість збільшується при подальшому охолодженні, а сам ферит збіднюється вуглецем до 0,006%. Остаточна структура - двофазна, що представляє суміш фериту і цементиту третинного, що виділяється по межах зерен твердого розчину ($\Phi + \text{ЦІІІ}$).

Сплав III (доевтектоїдної: 0,02 ... 0,8% вуглецю). Рідина в процесі первинної кристалізації в інтервалі ликвідус (1) -солідус (2) перетворюється в аустеніт, який потім охолоджується (2-3) і при температурі 3 внаслідок поліморфного перетворення заліза- γ в залізо- α починає перетворюватися в ферит. Це перетворення триває при охолодженні в інтервалі температур 3-4, але до кінця не відбувається. У процесі перетворення кількість фериту збільшується і досягає при температурі 4 відносної кількості, що відповідає (для даного сплаву) відрізка 4S. Кількість аустеніту зменшується, але до кінця перетворення зберігається в кількості, що відповідає відрізку P4. Одночасно виділення фериту, що містить дуже мало вуглецю, викликає збагачення вуглецем залишається аустеніту. Концентрація вуглецю в аустеніт змінюється по лінії GS і досягає 0,8%. В результаті при температурі 4 (727 ° C), що залишився аустеніт має евтектоїдний склад і перетворюється в перліт. Остаточна структура сплаву - ферит і перліт ($\Phi + \text{П}$) (рис. 4.6, а і 4.6, б).



Мал. 4.6. Мікроструктура сталей (сплавів, що містять 0,02-2,14% вуглецю):

доевтектоїдних сталь 0,4% С: *a* - $\times 500$, *d* - $\times 1500$; евтектоїдна сталь 0,8% С: *b* - $\times 500$, *e* - $\times 1500$; заевтектоїдних сталь 1,2% С: структури пластичні: *в* - $\times 500$; *ж* - $\times 1500$; зернисті: *з* - $\times 500$; *з* - $\times 1500$

Сплав IV (евтектоїдний: 0,8% вуглецю). Хімічний склад цього сплаву відповідає змісту вуглецю в евтектоїда - перліті. Тому після всіх перетворень, що протікають в інтервалі температур 1-3 і аналогічних перетворенням в сплаві III, весь аустеніт при температурі 3 (727 ° С) перетворюється в перліт (ферритно-цементитну евтектоїдних суміш), який і зберігається при подальшому охолодженні. Його структура приведена на рис. 4.6, *b* і 4.6, *e*.

Сплав V (заевтсктоїдний: 0,8 ... 2,14% вуглецю). Первинна кристалізація протікає в інтервалі температур 1-2(аналогічно сплавів III і IV) і призводить до утворення аустеніту, який охолоджується до температури 3, не зазнаючи змін. При подальшому охолодженні в інтервалі температур 3-4 з аустеніту внаслідок зменшення розчинності вуглецю в аустеніт виділяється вторинний цементит по лінії ES. Аустеніт збіднюється вуглецем, концентрація якого при температурі 4 досягає 0,8%. Аустеніт з евтектоїдною концентрацією вуглецю (0,8%) перетворюється в перліт при температурі 4 (727 ° С). При подальшому охолодженні зберігається структура, що складається з перліту і цементиту вторинного (П + Ци), показана на рис. 4.6 (*в*, *з*, *ж*, *з*).

Формування вторинної структури конструкційних сталей

ТЕРМІЧНА ОБРОБКА СТАЛЕЙ

Теоретичні відомості. Термічною обробкою сталі називається технологічний процес, який полягає в нагріванні сталі до певної температури, витримки і наступного охолодження з певною швидкістю. При термічній обробці отримують необхідні властивості сталі, змінюючи її структуру без зміни хімічного складу. Біля 40 % сталі, споживаної машинобудуванням для виготовлення деталей машин, приладів, устаткування, піддають різноманітним видам термічної обробки. Оскільки основними чинниками при термічній обробці є температура і час, то будь-який процес термічної обробки можна подати в цих координатах.

Основні параметри режиму термічної обробки - температура нагрівання (t_H), швидкість нагрівання (v_H), тривалість витримки при температурі нагрівання (t_B) і швидкість охолодження (v_o).

Температура нагрівання сплаву при конкретному виді термічної обробки визначається температурами фазових перетворень (критичними температурами) на відповідній діаграмі його стану. Ці критичні температури для кожної стадії позначаються літерою A з відповідним індексом ($A_1, A_2, A_3, A_4, A_{cm}$). Критичні точки A_1 на лінії PSK показують перетворення $A \text{ ® } \Pi$ (при охолодженні - Ar_1) або $\Pi \text{ ® } A$ (при нагріванні - Ac_1); A_3 на лінії GS - початок виділення фериту з аустеніту при охолодженні або кінець його розчинення при нагріванні (відповідно - Ar_3 ; Ac_3); A_{cm} на лінії SE - початок виділення цементиту вторинного з аустеніту в заевтектоїдних сталях при охолодженні або кінець його розчинення при нагріванні (відповідно - Ar_{cm} і Ac_{cm}).

Температура нагрівання при термічній обробці сталі, щоб уникнути її оплавлення, не повинна перевищувати лінії солідуса.

Швидкість нагрівання вибирається залежно від ряду чинників: теплопровідності сталі, форми і розмірів деталей, загальної маси деталей, що нагріваються, характеру їх розташування в печі та деяких інших.

Тривалість витримки при заданій температурі нагрівання визначається швидкістю фазових перетворень, що відбуваються в металі. Витримка необхідна для завершення фазових перетворень і вирівнювання температури по об'єму деталі.

Швидкість охолодження обирається залежно від ступеня стійкості переохолодженого аустеніту, обумовленого переважно хімічним складом сталі, а також від необхідних структури і властивостей сплаву. Залежно від швидкості охолодження вуглецевої сталі можуть бути отримані перлітна, сорбітна, троститна або мартенситна структури (рис. 8.1) з різноманітними властивостями.

Термічна обробка поділяється на власне термічну, хіміко-термічну і деформаційно-термічну. Перша в свою чергу включає чотири основні групи: відпал першого роду, відпал другого роду, гартування, відпуск.

В і д п а л (*annealing*) п е р ш о г о р о д у сприяє усуненню відхилень у структурі сплавів від рівноважного стану, що виникли при литті, деформуванні, механічній обробці, зварюванні й інших технологічних процесах. Розрізняють такі основні види відпалу першого роду: дифузійний, рекристалізаційний, низький.

Дифузійний, або гомогенізувальний, відпал застосовується для усунення ліквіації, тобто неоднорідності хімічного складу всередині окремих зерен або в об'ємі сплаву, що виникає частіше всього в процесі кристалізації. Він полягає у нагріванні сталі до температур, що значно перевищують критичні (1050 ... 1200 °C), тривалій витримці (10 ... 100 год) і повільному охолодженні (з виключеною піччю), що забезпечує дифузію нерівномірно розподілених елементів.

Для усунення різноманітних відхилень у структурі сплавів від рівноважного стану, що виникли в результаті наклепу при холодному пластичному деформуванні, застосовується *рекристалізаційний відпал*. Він включає нагрівання металу до температур, що перевищують температуру рекристалізації (для сталі $T_{\text{рекр}} = 0,3 \dots 0,4 T_{\text{пл}}$), витримку (1 ... 2 год) і повільне охолодження.

Низький відпал застосовується для усунення залишкових внутрішніх напружень, що виникають, наприклад, у зоні термічного впливу при зварюванні виробів внаслідок нерівномірного охолодження виливків або зрізання окремих об'ємів металу при механічній обробці і порушення врівноважених напружень між окремими частинами деталі. Він включає нагрівання металу до температур 150 ... 700°C, витримку і наступне повільне охолодження.

В і д п а л д р у г о г о р о д у (фазова перекристалізація) – термічна обробка, що включає нагрівання сталі до температур, що перевищують A_{c1} або A_{c3} , витримку і повільне охолодження, що має за мету забезпечення фазових перетворень і досягнення практично рівноважних (відповідно до діаграми стану системи Fe – Fe₃C) фазового і структурного станів. Після відпалу структура сталей така: доевтектоїдних – Ф + П,

евтектоїдних – П; заевтектоїдних – П + Ц_{II}. Оскільки такий відпал забезпечує мінімальну твердість і найкращу оброблюваність сталі різанням, як правило, він є підготовчою термічною обробкою перед обробкою різанням. Проте в деяких випадках (наприклад, для крупних виливків) він може бути й остаточним видом обробки. Розрізняють такі основні види відпалу другого роду: повний, неповний, нормалізаційний, ізотермічний.

При *повному відпалі* сталь нагрівають до температури, що на 20 ... 30 °С перевищує A_{c3} , витримують при цій температурі, повільно охолоджують до 500 ... 600 °С разом із піччю, а потім на повітрі. Повний відпал забезпечує повну фазову перекристалізацію і застосовується, як правило, для доевтектоїдних сталей з метою усунення дефектів структури (крупнозернистої, відманштетової тощо).

При *неповному відпалі* температура нагрівання сталі на 20 ... 30 °С вище A_{c1} , але не перевищує A_{c3} або $A_{c_{cm}}$. Після витримки сталь повільно охолоджують разом із піччю. При нагріванні відбувається часткова (неповна) перекристалізація сталі (в початковій структурі Ф + П або П + Ц_{II}, при нагріванні тільки перліт перетворюється в аустеніт). Неповний відпал, проведений для заевтектоїдних сталей, називають сфероїдизацією. Він дозволяє одержувати сталь із структурою зернистого перліту. Така сталь має більш низьку твердість, вищу пластичність і кращу оброблюваність різанням, ніж сталь із пластинчастим перлітом. Для доевтектоїдних сталей неповний відпал також застосовують з метою покращення оброблюваності різанням.

Нормалізаційний відпал (нормалізація) включає нагрівання доевтектоїдної сталі до температури на 30 ... 50 °С вище A_{c3} , а заевтектоїдної – на 30 ... 50 °С вище $A_{c_{cm}}$, ізотермічну витримку й охолодження на спокійному повітрі. Прискорене охолодження при нормалізації дозволяє отримати більш дисперсну (здрибнену) структуру сталі, що призводить до підвищення її твердості та міцності порівняно зі сталлю, що піддавалась повному відпалу. Оскільки температури нагрівання під нормалізацію порівняно високі, то для уникнення значного зростання зерна металу витримка повинна бути мінімальною, але забезпечувати рівномірний прогрів виробу по всьому перерізу.

Нормалізацією усувається цементитна сітка в заевтектоїдних сталях при підготовці їх до гартування. З огляду на більш високу продуктивність нормалізації порівняно з повним або неповним відпалом, їх часто заміняють нею при підготовці вуглецевих сталей до механічної обробки.

Ізотермічний відпал включає нагрівання сталі до температури, що на 30 ... 50 °С перевищує A_{c3} , витримку, а потім перенос деталі в іншу піч із

заданою температурою (нижче A_1) і ізотермічну витримку її до повного розпаду аустеніту. Ізотермічний відпал покращує оброблюваність різанням і застосовується для деталей і заготовок невеликих розмірів.

Г а р т у в а н н я (*heat strengthening*) – термічна обробка, що включає нагрівання сталі вище критичних температур, ізотермічну витримку і наступне охолодження зі швидкістю вище критичної ($v_{кр}$).

Під к р и т и ч н о ю ш в и д к і с т ю г а р т у в а н н я (*critical speed of heat strengthening*) розуміють мінімальну швидкість охолодження, що забезпечує бездифузійне перетворення аустеніту в мартенсит. Мета гартування – підвищення твердості, міцності і зносостійкості сталі. Змінюючи швидкість охолодження нагрітих сталей, що мають аустенітну структуру, і варіюючи тим самим ступінь переохолодження, можна одержувати сталі з різноманітною структурою і властивостями (рис. 8.1).

Так, при невеликих швидкостях охолодження (V_1, V_2, V_3) в інтервалі температур 720 ... 550 °С з аустеніту утворюються пластинчасті ферито-цементитні суміші (перліт, сорбіт або троостит). В міру збільшення швидкості охолодження дисперсність суміші, нерівновісність структури сталі, а отже, її твердість і міцність зростають. При охолодженні зі швидкістю вище критичної ($> V_5$) з аустеніту утвориться мартенсит, що є пересиченим твердим розчином проникнення вуглецю в ґратку α -Fe.

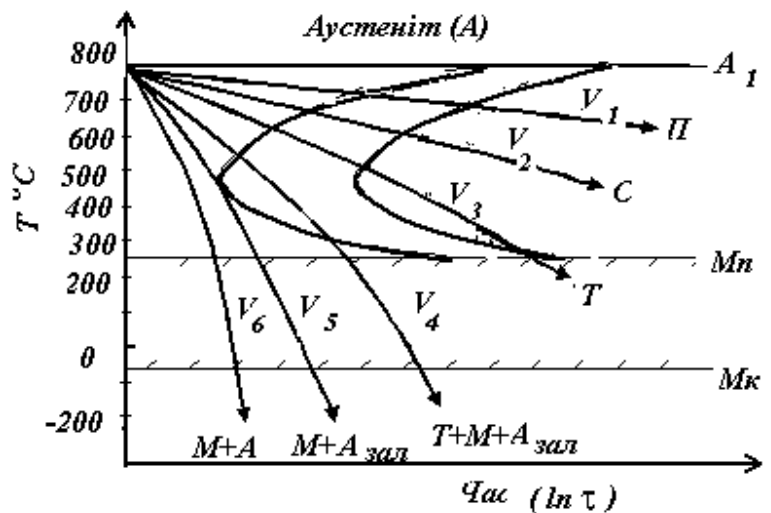


Рисунок 8.1 – Діаграма ізотермічного розпаду переохолодженого аустеніту з накладеними на неї кривими охолодження

Залежність критичної швидкості гартування від вмісту вуглецю в сталі подана на рис. 8.2. На $v_{кр}$ впливає також вид охолоджувального середовища, розмір зерна та легувальні елементи.

За зростанням інтенсивності охолодження охолодні середовища, що застосовують в практиці термічної обробки можна розташувати так: мінеральні

мастила, вода, водяні розчини солей, кислот, лугів. Для гартування вуглецевих сталей краще вода або водяні розчини солей. Ідеальний охолодник при гартуванні той, що не викликає розпаду аустеніту на перлітні структури, забезпечуючи максимальну швидкість охолодження в інтервалі температур $A_1 - M_n$ і мінімально допустиму в мартенситному інтервалі, що виключає появу значних внутрішніх структурних і термічних напружень, жолоблення, тріщин. Недолік води як охолоджувача: висока швидкість охолодження в мартенситному інтервалі і різкий спад охолоджуючої спроможності при її нагріванні. Мінеральні мастила позбавлені цих вад, але характеризуються в декілька разів меншою охолодною спроможністю. Тому їх доцільніше застосовувати для охолодження легованих сталей, критична швидкість загартування яких менше, ніж вуглецевих.

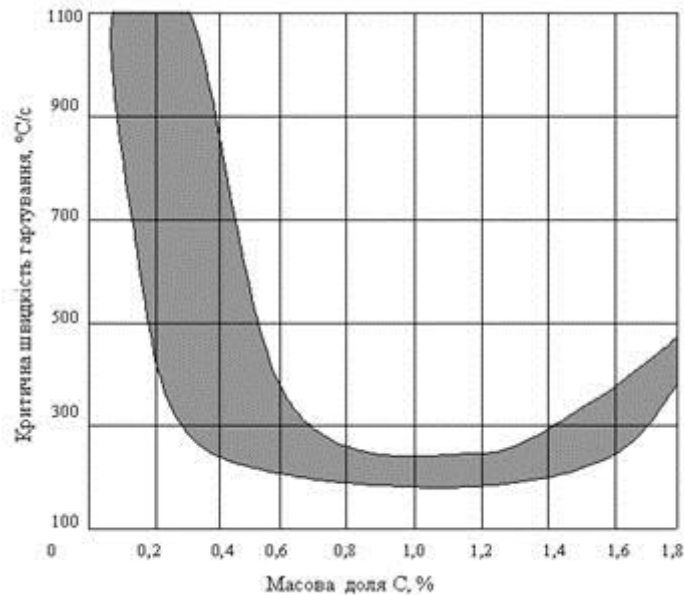


Рисунок 8.2 - Критична швидкість гартування залежно від вмісту вуглецю в сталі

При розрахунку тривалості нагрівання t_n під термічну обробку можна керуватися табл. 8.1. Тривалість ізотермічної витримки (t_v) беруть найчастіше рівною 1/5 від загальної тривалості нагрівання.

Таблиця 8.1 – Приблизна тривалість нагрівання сталевих виробів

Тип нагрівального пристрою	Температура нагрівання, °C	Тривалість нагрівання (с) на 1 мм діаметра виробу зі сталі	
		Вуглецевої	Легованої
Полумене ва піч	800...900		
	770...820	60...70	65...80
Електропіч	820...880	60...65	70...75
	770...820	50...55	60...65

Соляна ванна	820...8880	12...14	18...20
		10...12	16...18

Загартування доевтектоїдних сталей, що включає нагрівання до температур вище A_{c3} , тобто в аустенітний стан, називають *повним*. Для заевтектоїдних сталей використовують *неповне гартування*, при якому сталь, нагріта до температури дещо вищої за A_{c1} , набуває структури А+Ц_ц, при охолодженні проходить лише перетворення А ® М, тобто часткова (неповна) зміна структури. Зберігання деякої частки твердого і зносостійкого вторинного цементиту сприяє підвищенню механічних властивостей сталі. Повне загартування заевтектоїдних сталей із нагріванням до температур, що перевищують $A_{c_{cm}}$, призводить до підвищення вмісту в них аустеніту залишкового і погіршення властивостей загартованих сталей.

Неповне загартування доевтектоїдних сталей небажане, тому що після нього разом з твердим мартенситом зберігається м'який надлишковий ферит. В промисловості, залежно від характеру охолодження, застосовують різноманітні способи загартування: в одному охолоджувачі (неперервне гартування), у двох охолоджувачах (перервне гартування), ступінчасте, ізотермічне, гартування з самовідпуском. Завершальною операцією після гартування є відпуск сталі.

В і д п у с к (*tempering, drawback*) – операція термічної обробки, що полягає в нагріванні загартованої сталі до температур нижче A_{c1} , витримці при цій температурі, охолодженні. Мета відпуску – зменшення внутрішніх напружень у металі й одержання необхідних структури і властивостей.

Низький відпуск включає нагрівання загартованої сталі до 150 ... 250°C. Він застосовується для надання поверхневим шарам виробів високої твердості та зносостійкості. Низький відпуск, дещо зменшуючий внутрішні напруги, підвищує в'язкість сталі при зберіганні нею високої твердості, широко застосовують для виготовлення мірального, різального і штампного інструменту (шаблони, фрези, мітчики, зубила, штампи, волоки та ін.), для деталей після насичення вуглецем (після цементування). Структура сталі після низького відпуску називається *мартенсит відпуску*.

При *середньому відпуску* загартована сталь нагрівається до 300 ... 400 °С, чим забезпечується одержання структури *трооститу відпуску*, яка має достатню твердість (40...55 HRC) і міцність при високій межі текучості. Середній відпуск більшою мірою, ніж низький, сприяє зменшенню внутрішніх напружень і найбільш часто застосовується при термічній обробці ресор та пружин.

Високий відпуск включає нагрівання загартованої сталі до 500 ... 650°C і забезпечує отримання структури *сорбіту відпуску* з гарним комплексом властивостей (міцність, ударна в'язкість, твердість). Тому загартування з високим відпуском називають *поліпшенням* і застосовують для відповідальних деталей із середньовуглецевих сталей (колінчасті вали, шатуни тощо). При нагріванні загартованої сталі до температур вище 650 оС утворюється структура *перліт відпуску*.

На рис. 8.3 показано лівий кут діаграми стану Fe – Fe₃C і температурні області нагрівання при термічній обробці сталей, а на рис. 8.4 - схему режимів різних видів термічної обробки.

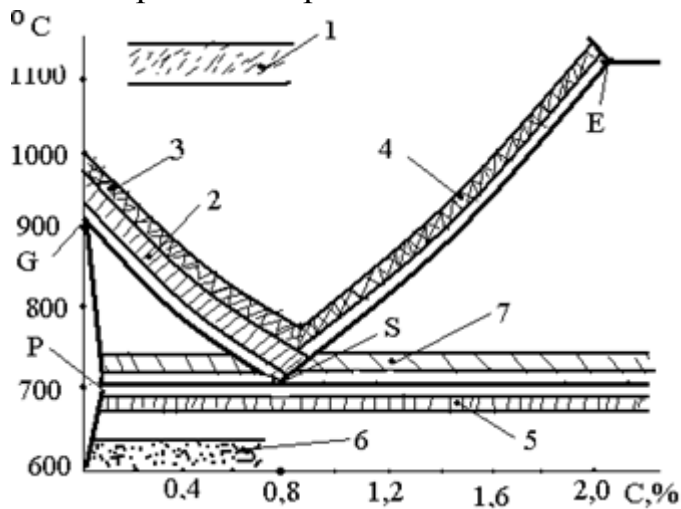


Рисунок 8.3 – Температурні області нагрівання при термічній обробці сталі 1 – дифузійний (гомогенізувальний) відпал; 2 – повний відпал, повне гартування; 3, 4 – нормалізація; 5 - рекристалізаційний відпал; 6 – відпуск; 7 – неповний відпал, неповне гартування

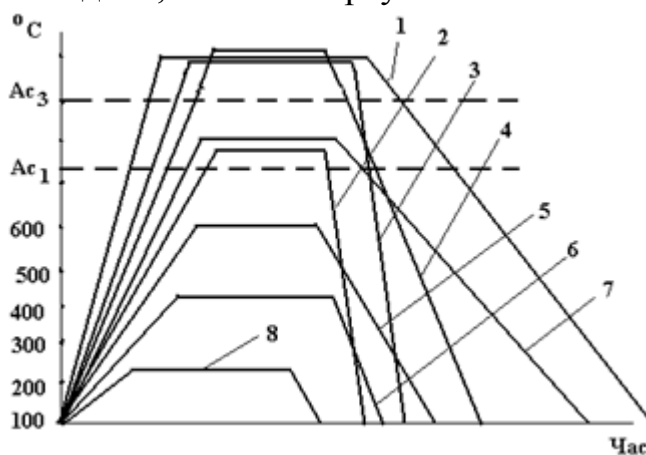


Рисунок 8.4 – Схеми режимів термічної обробки сталей: 1 – повний відпал; 2 – неповне гартування; 3 – повне гартування; 4 – нормалізація; 5 – високий відпуск; 6 – середній відпуск; 7 – неповний відпал; 8 – низький відпуск

На рис. 8.5 показана залежність механічних властивостей вуглецевої сталі від температури відпуску. За цією залежністю розрізняють низькотемпературний (низький), середньотемпературний (середній) і високотемпературний (високий) види відпуску.

Троостит, сорбіт і перліт відпуску на відміну від одержуваних з аустеніту при безперервному охолодженні мають зернисту, а не пластинчасту будову. Сталі з зернистою структурою характеризуються більш високою пластичністю і кращою оброблюваністю різанням.

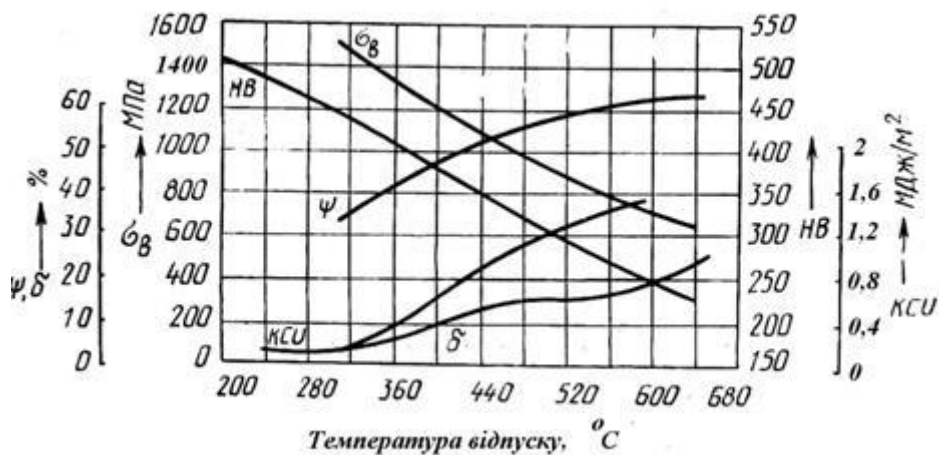


Рисунок 8.5 – Залежність механічних властивостей сталі від температури відпуску

Завдання на роботу

1. Призначити термічну обробку і скласти її режими для сталі відповідно до табл. 8.2.
2. Описати структуру після проведення призначеної термічної обробки.
3. Навести механічні властивості сталі після термічної обробки.
4. Зробити висновки і скласти звіт відповідно до завдання.

Таблиця 8.2 – Варіанти індивідуальних завдань

Варіант	Вар сталі	Марка сталі	Мета термічної обробки
1		У12А	Зміцнювальна остаточна для інструменту
2		35	Виправлення структури після гарячої обробки тиском
3		10	Усунення ліквациї в металургійних зливках

4	45	Пом'якшення сталі перед обробкою різанням
5	40X	Остаточна зміцнювальна для зубчастих коліс
6	У10А	Пом'якшення сталі перед обробкою різанням
7	20	Пом'якшення сталі перед обробкою різанням
8	50	Усунення дефектів структури після горячої ОМТ
9	25	Усунення дефектів структури після горячої ОМТ
10	30	Покращення обробки різанням та якості остаточна
11	50Л	Усунення дефектів структури
12	40	Остаточна зміцнювальна для валів
13	20	Усунення ліквідації в металургійних зливках
14	60С2	Остаточна зміцнювальна
15	У13А	Ліквідація сітки вторинного цементиту

Контрольні питання для самопідготовки

1. Які лінії на діаграмі стану “залізо-вуглець” позначаються як A_1 , A_2 , A_3 , A_4 , A_{cm} ?

2. Які є види термічної обробки для сталей?

3. Які види відпалу сталей ви знаєте?

4. З якою метою призначають повний відпал доєвтектоїдних сталей? До яких температур нагрівають ці сталі при повному відпалі?

5. З якою метою призначають неповний відпал доєвтектоїдних сталей? До яких температур нагрівають ці сталі при повному відпалі?

6. З якою метою призначають відпал заєвтектоїдних сталей? До яких температур нагрівають ці сталі при відпалі?

7. Яка термічна обробка називається нормалізацією? До яких температур нагрівають до- та заєвтектоїдні сталі при нормалізації?

8. Які структури можуть утворюватися в сталях при їх різній швидкості охолодження з аустенітного стану?

9. В чому полягає термічна обробка “гартування” для сталей?
10. Яка швидкість охолодження сталей називається критичною?
11. Яка структура називається “мартенсит”?
12. Від чого залежить кількість залишкового аустеніту при гартуванні?
13. До яких температур нагрівають сталі різного хімічного складу при гартуванні?
14. Які види відпуску існують?
15. Для яких сталей призначають низький, середній та високий відпуск?
16. Яка термічна обробка сталей називається поліпшенням?

Холодна і гаряча деформації

Залежно від температурно-швидкісних умов деформації розрізняють холодну і гарячу деформацію. Вплив холодної деформації на властивості металу можна використовувати для отримання найкращих експлуатаційних властивостей деталей, а управління зміною властивостей в необхідному напрямку і на бажану величину може бути досягнуто вибором раціонального поєднання холодної і гарячої деформації, а також числа і режимів термічних обробок в процесі виготовлення деталі.

ШВИДКІСТЬ ДЕФОРМАЦІЇ. Вплив швидкості деформації на процес рекристалізації виявляється різко різним в умовах холодної і гарячої деформації. При збільшенні швидкості наростання навантаження, і отже швидкості росту напруги і деформації, всі матеріали, що знаходяться в пластичному стані, виявляють загальну тенденцію до збільшення опірності деформації.

Чим вище швидкість деформування, тим вище межа плинності і тимчасовий опір. У металів вплив швидкості навантаження помітно проявляється лише при значній різниці в швидкостях. Найбільш помітно позначається вплив швидкості деформації при високих температурах. У нагрітому металі вже при порівняно невеликому збільшенні швидкості навантаження виявляється тенденція до збільшення σ і зменшення

Залежно від співвідношення температури деформації і температури рекристалізації розрізняють холодну і гарячу деформації. Холодної деформацією називають таку, яку проводять при температурі нижче температури рекристалізації. Тому холодна деформація супроводжується зміцненням (наклепом) металу

Зміна структури і властивостей металу при обробці тиском визначається температурно-швидкісними умовами деформування, в залежності від яких розрізняють холодну і гарячу деформації.

Термомеханічна обробка металів і сплавів.

Залежно від співвідношення температури, при якій здійснюють деформацію, і температури рекристалізації металу розрізняють холодну і гарячу деформації (обробки).

При холодній пластичній деформації (з повним зміцненням) повністю відсутні явища звороту (повернення) і рекристалізації. Температура холодної

пластичної деформації $T < 0,3 T_{пл}$, де $T_{пл}$ - абсолютна температура плавлення деформованого металу. Отримані вироби мають поверхні високої якості, а також високі характеристики міцності.

Розглянуті температурні умови різних видів деформації дозволяють уточнити поняття холодна і гаряча деформації. Температурний інтервал того чи іншого виду деформації залежить від температури плавлення.

З подальшим підвищенням температури розмір зерен збільшується, причому зростання зерен залежить не тільки від підвищення температури нагріву наклепаного металу, але і від ступеня його деформації. Деформація, після якої при нагріванні спостерігається найбільше зростання зерен, називається критичною деформацією.

Після великих обтиснень зростання зерна незначне, найбільше зростання зерна спостерігається після невеликих деформацій. Для отримання після відпалу дрібнозернистої структури при обробці металів в холодному стані застосовуються деформації більше **критичних**.

Зі збільшенням температури нагріву пластичність металів безперервно (за винятком проміжного інтервалу температур між холодною і гарячою деформаціями) збільшується, а його міцність - опір деформації - знижується. Отже, чим більше нагріта сталь, тим менша кількість енергії витрачається для її деформації, і тому нагрів стали для обробки тиском повинен бути досить високим, але надмірно високий нагрів призводить до утворення грубозернистої структури металу, так як з підвищенням температури збільшуються розміри зерен.

Напівгарячому деформація займає проміжне положення між холодною та гарячою деформацією. Нижня межа температурного інтервалу напівгарячої деформації знаходиться на рівні $300-500\text{ }^{\circ}\text{C}$, при якому спостерігається локальне підвищення опору деформації і зниження пластичності внаслідок випадання з твердого розчину заліза з вуглецем міліну

Для обґрунтування і визначення температур початку та кінця обробки тиском вуглецевих і легованих сталей, крім діаграм пластичності, необхідні інші закономірності зміна в залежності від термомеханических факторів холодної та гарячої деформації фазового складу, опору деформації, рекристалізації і ін.

Влияние пластической деформации на структуру и свойства стали 20

Пятница, 20 декабря 2013 Раздел: [Статьи](#)

Известно, что холодная пластическая деформация сопровождается образованием новых дислокаций, дроблением зерен, возникновением неоднородности структуры. Коэрцитивная сила ферромагнитного материала очень чувствительна к структурным изменениям, вызванным механическими деформациями. Величина коэрцитивной силы в значительной степени зависит от вида структурных составляющих стали, содержания элементов, их ликвиции даже в пределах одной марки стали. В известных работах рассмотрена возможность практического использования коэрцитивной силы для оценки средней величины внутренних неоднородных напряжений в деформированных феррито-перлитных сталях.

Поэтому представляется актуальным рассмотреть влияние пластической деформации на структуру и свойства низкоуглеродистой стали, которая широко используется в машиностроении и металлургии (трубное производство).

Цель работы проведение исследований микроструктуры стали 20 для установления влияния холодной пластической деформации (растяжения) на анизотропию ее физических и механических свойств.

Исследовали образцы до и после растяжения из низкоуглеродистой листовой стали толщиной 5 мм (Ст20пс). Анализу подвергали образцы, деформированные растяжением на 12,8%, вырезанные вдоль и поперек деформации в зоне разрушения. Одновременно сопоставительно исследовали образцы исходного металла и, вырезанные из зоны захвата и вблизи нее.

Для установления влияния деформации путем оценки изменения уровня коэрцитивной силы использовали прибор КРМЦ-К2М фирмы «Новые научные разработки» (г.Харьков). Микротвердость определяли при нагрузке 20г на приборе ПМТ-3. Микроструктуру оценивали при увеличениях $\times 1000$.

Результаты исследований. Образцам, вырезанным из металла в состоянии поставки, характерен уровень коэрцитивной силы (H_c) в долевом и поперечном направлениях 3,3А/см и 3,9А/см соответственно. Коэффициент анизотропии составил $A=0,87$. После деформации в поперечном направлении коэрцитивная сила составила 9,3А/см. структура исследуемой стали представляет собой феррит и перлит.



Рис. 1. Неметаллические включения в стали Ст20 в состоянии поставки: а — следы деформации, окислы железа и алюмосиликаты; б — карбонитриды V и Ti, $\times 1000$

Исходные образцы до травления характеризуются наличием значительного количества неметаллических включений. Это окислы железа (рис. 1, а), которые не имеют огранки, и мелкие ограненные включения. Судя по их различным оттенкам и форме, они могут принадлежать карбидам и карбонитридам ванадия и титана (рис. 1, б). Кроме того, выявлено и большое количество мелких и точечных включений темного цвета без огранки, что характерно для алюмосиликатов (рис. 1, а). Крупные включения окислов железа при полировке шлифа выкрашиваются, оставляя след (рис. 1, а). Наличие такой гаммы и количества неметаллических включений в низкоуглеродистой стали обыкновенного качества свидетельствуют о засоренности шихтовых материалов примесями (V и Ti), плохой раскисленностью металла и нарушением технологического процесса плавки.



Рис. 2. Поры (а), надрывы (б) и расслоения (в) исходного металла стали Ст20 в состоянии поставки: а — исходный; б, в — после травления 4%-ным раствором HNO_3 , $\times 1000$

Исходные образцы металла отличаются пористостью, наличием надрывов и расслоениями. Прокат характеризуется волнистостью поверхности (низкая планшетность), трещинообразованием (рис. 2, а, б). После травления шлифов 4%-ным раствором HNO_3 выявлена существенная неоднородность металла по распределению основных структурных составляющих феррита и перлита.

Доля перлита изменяется от 3-5% в поле зрения шлифа до 20-30%. В ряде случаев зерна вытянуты вдоль направления прокатки (рис. 2, 3). В зернах с минимальной долей перлита выявлены отдельные зерна цементита, которые выделяются как в виде отдельных включений, так и прослоек по границе ферритного зерна, (рис. 2, б).



Рис. 3. Деформация зерен металла вдоль направления прокатки при неоднородном содержании перлита: а — до 20-30%; б — 3-5% (содержится карбидная фаза цементитного типа). Травление 4%-ным раствором HNO_3 , $\times 1000$

Что касается металла анализируемых шлифов из различных зон (захвата и мест разрушения), то они по загрязненности не отличаются от исходного, не подвергавшегося деформации.

В нетравленных образцах, в зонах захвата и в вырезанных в долевом и поперечном направлениях по месту разрыва, выявлено большое количество как точечных, так и более крупных пор, а также надрывы и расслоения (рис. 4).

Известно, что наличие напряжений от неметаллических включений и порообразование оказывают влияние на уровень коэрцитивной силы.

При деформации поверхность образца по месту разрушения становится еще более неровной (волнистой), особенно это проявляется на шлифах, вырезанных в доленом направлении (рис. 5, е).

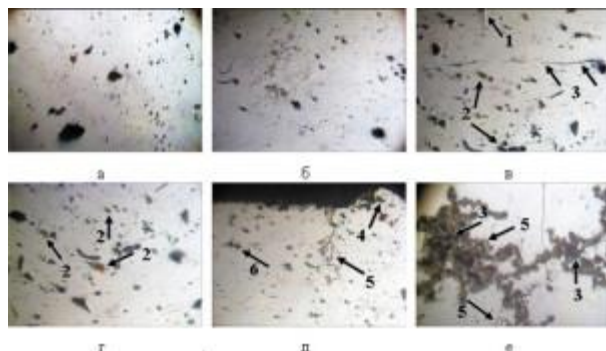


Рис. 4. Неметаллические включения (а, б, г), надрывы (в, д, е) с поло-сами дефектов, экструзия (д) и трещины (д, е) в исходном металле стали Ст20 в состоянии поставки, $\times 1000$ (1 — полоса дефектов; 2 — неметаллические включения; 3 — надрывы; 4 — экструзия; 5 — трещины; 6 — надрывы в месте скопления неметаллических включений)

Во всех деформационных образцах выявлены трещины с отслоениями у их поверхности. При этом отслоившиеся зоны металла отличаются наиболее белым цветом, который может принадлежать как карбидной фазе, так областям феррита, насыщенных углеродом. Это может значительно изменять уровень коэрцитивной силы (рис. 5, а-в). На поперечных шлифах такая зона выявляется и под отслоениями (рис. 5, б). Более интенсивное трещинообразование характерно для поперечных образцов (рис. 5, а, б, г, д). Оно имеет место, как у его поверхности, так и по сечению. Независимо от места вырезки деформированных образцов выявлены надрывы и полосы скольжения от неметаллических включений (рис. 5, а, е). На травленых шлифах также выявлена структурная неоднородность, характерная для исходного (не деформированного) образца (рис. 6, 7, 8).

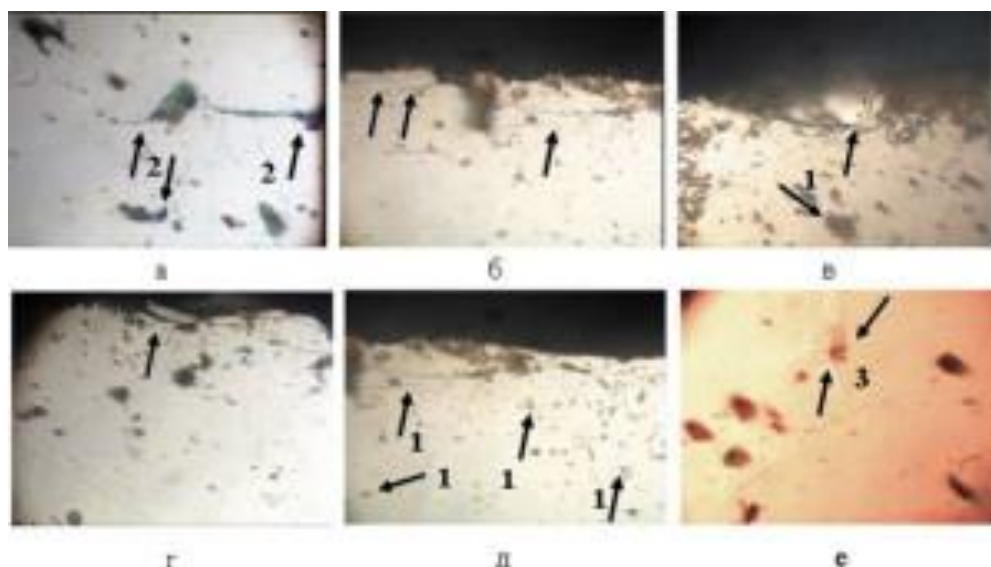


Рис. 5. Трещины, отслоения, надрывы и полосы скольжения от неметаллических включений после деформации стали Ст.20 для образцов, вырезанных в поперечном (а-д) и доленом (е) направлениях,

×1000 (1 — неметаллические включения; 2 — надрывы у неметаллических включений; 3 — полосы скольжения у неметаллических включений)

Все травленные деформированные образцы, вырезанные из зоны захвата, в доленом и поперечном направлении, отличаются несколько большей деформацией перлитных зерен, чем исходный металл. Причем наибольшая степень деформации характерна для поперечных образцов (см. рис. 8).

Во всех деформированных образцах выявляется текстура феррита в виде темных точек, которые в ряде случаев выстраиваются в параллельно расположенные полосы. При этом интенсивнее проявляются границы ферритных зерен. Такая структура также является неоднородной (см. рис. 8, а, б, в).

Сравнительный статистический анализ оценки микротвердости при на-грузке 20 г выявил значительный разброс значений:

- исходный образец Н-20-89÷108 (среднее значение Н-20-95),
- образец долевого деформированный в зоне разрушения Н-20-89-125 (среднее значение Н-20-112),
- образец поперечный деформированный в зоне разрушения Н-20-94-135 (среднее значение Н-20-117).

Выявлено, что при наличии большой доли фрагментированной структуры феррита средняя микротвердость при деформации на долевых образцах повышается на 7%, а на поперечных — до 10%. При этом отклонения в изменении микротвердости в исходном образце не превышают 7,5%, а в деформационном, независимо от направления вырезки образцов, возрастают до 16,3-16,4%.

Оценка анизотропии феррита (отношение микротвердости феррита поперечного к долевому образцу) $A = 117/112 = 1,04$.



Рис. 6. Неоднородная структура исходного металла стали Ст20 в состоянии поставки (зона захвата), содержащего 8-10% (а), 18-20% (б) и 20-25% (в) перлита соответственно. Травление 4%-ным раствором HNO_3 , ×1000

При деформации отмечается фрагментация зерен феррита и они становятся серого цвета. Можно предположить, что в процессе деформации (в зоне разрушений) имеет место дробление перлита и увеличение подвижности атомов углерода. Это требует дальнейших исследований с применением современных и новых методик структурного анализа.



Рис. 7. Неоднородная структура исходного металла стали Ст20 в доле-вом направлении после деформации, содержащего 5-8% (а), 8-10%) (б) и 10-12%) (в) перлита соответственно. Травление 4%-ным раствором HNO_3 , $\times 1000$

Полученные результаты исследований свидетельствуют о том, что при деформации растяжением сталь 20 приобретает остаточные напряжения II рода, что подтверждается увеличением коэрцитивной силы и магнитной анизотропии. Имеет место анизотропия феррита (выявленная с помощью статистического анализа микротвердости). Металлографический микроструктурный анализ выявил следующие структурные изменения: особенности структурообразования на поверхности образца после деформации; наличие напряжений от неметаллических включений; порообразование; неоднородность структуры; появление включений цементита.



Рис. 8. Неоднородная структура металла стали Ст20 в поперечном на-правлении после деформации, содержащего 8-10% (а), 12-14% (б) и 15-17%) (в) перлита соответственно. Травление 4%-ным раствором HNO_3 , $\times 1000$ (1 — неметаллические включения; 2 — перлит; 3 — полоса дефектов)

Данные факторы в совокупности определяют частичное изменение уровня H_c образца после деформации. Однако они полностью не объясняют значительное повышение этой характеристики (в 3 раза). Поэтому для получения полной картины влияния деформации на такие изменения показаний коэрцитивной силы требуется проведение более глубоких исследований с применением микрорентгеноспектрального анализа и математического описания структурных изменений. Также необходимо учитывать качество исходного металла. Очевидно, что только изменением дислокационной структуры при деформации такой разницы быть не может. Поэтому авторы намерены продолжить изучение данного вопроса.

*Скобло Т. С., д.т. н.,
Безлюдько Г. Я., к.т. н.,
Власовец В. М., д.т. н.,
Клочко О. Ю., к.т. н.,
Марченко А. Ю., аспирант
ХНТУСХ им. П. Василенко*

