



The analysis of possibility of the fire cracks arising is carried out on the basis of existing data on changing of mechanical characteristics of industrial steel grades at high temperatures (in the processes of hardening and cooling in ingots and slugs). It is determined that at casting of slugs at MNLZ the failure of uniformity of hard skin in the initial period of its formation is possible.

В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, НАН Беларуси,  
Ю. А. САМОЙЛОВИЧ, НПП "Платан", Россия,  
В. А. МАТОЧКИН, РУН «БМЗ»

УДК 669.187

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРОМЫШЛЕННЫХ МАРК СТАЛИ ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ СЛИТКОВ И ЗАГОТОВОК

В современных курсах металловедения основное внимание уделяется превращениям в аустените при снижении температур металла ниже точки  $A_3$ , поскольку именно эти процессы закладывают структурную основу стальных слитков и заготовок при последующей термической обработке. Нередко высказывается соображение, что зеренная структура аустенита соответствует первичной дендритной структуре и границы между зернами возникают вследствие столкновения кристаллов между собой в процессе первичной кристаллизации (рис. 1, а). Однако более детальный анализ указывает на то, что подобное совпадение границ первичных кристаллитов и зерен аустенита является скорее исключением, чем правилом и в большинстве случаев границы полигональной аустенитной сетки не совпадают с границами первичной дендритной кристаллизации (рис. 1, б). В книге Ю.А.Нехендзи [1] отмечается, что процесс грануляции первичных дендритных кристаллов сопровождается возникно-

вением внутри них и по их границам большого количества аустенитных зерен: «Их образование может привести по существу к исчезновению дендритов, как кристаллического индивидуума, если только дендриты не обладали особой устойчивостью, так что в охлажденной отливке дендриты после грануляции смогут выявиться лишь при специальном травлении, вскрывающем участки дендритной ликвации».

Процессы грануляции первичных дендритных кристаллитов в затвердевающих стальных отливках стали предметом многих исследований [2–6]. При обсуждении механизма процесса грануляции В.Я.Зубов еще в 1937 г. отметил, что распад первичных дендритов и их превращение в систему зерен связан «с образованием при охлаждении натяжений, которые, превышая предел упругости и производя пластическую деформацию отдельных кристаллов, вызывают явление рекристаллизации, приводящее к появлению новых зерен, совершенно отличных от первоначальных столбчатых кристаллов» [2]. Эта точка зрения детально обсуждается в монографии С.В.Белынского [3] на уровне качественных схем, основанных на представлении о том, что исходная сетка столбчатых дендритов под действием возникающих термических напряжений теряет устойчивость и распадается на множество мелких аустенитных зерен. Интересные данные о кинетике и температурном интервале возникновения вторичных границ получены Б.А.Мовчаном [6] при наблюдении поверхности затвердевшего металла с помощью кино съемки. При этом было установлено, что для олова образование новых границ происходит в интервале 30–40 °С ниже температуры солидуса, когда поверхность слит-

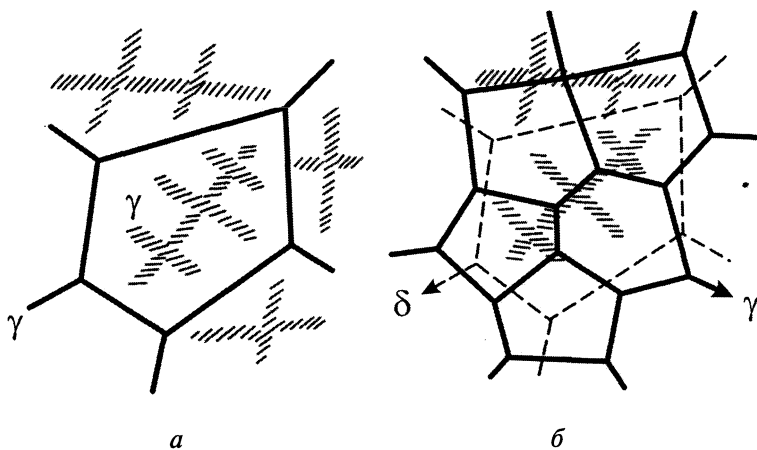


Рис. 1. Схемы наложения различных структур в литьей стали [2]: а – совпадение полигональных границ зерен аустенита и первичных дендритных образований; б – границы  $\delta$ -зерен совпадают с границами первичных дендритов, границы полигонов зерен аустенита не совпадают с границами дендритных образований

ка уже представляет собой сплошной конгломерат сросшихся дендритов.

По мнению В.А.Ефимова [7], формирование вторичных границ в сталях происходит примерно на 250–350 °С ниже температуры солидуса; при этом «параллельно за продвижением фронта кристаллизации перемещается вторичная граница на тех участках, где температура затвердевающего сплава на 250–350 °С ниже температуры солидуса».

По нашему мнению, изложенные данные относительно условий формирования ансамбля аустенитных зерен путем распада первичных дендритных кристаллов имеют непосредственное отношение к условиям возникновения горячих трещин в непрерывнолитой стальной заготовке.

В основе предлагаемой схемы возникновения горячих трещин в начальный период формирования твердой оболочки лежит представление о том, что первичная «щетка» дендритных кристаллов толщиной в несколько сантиметров обладает достаточно высокой прочностью и соответственно высоким модулем упругости [8], что подтверждается экспериментами К.Буланже и Д.Р.Хьюба [9, 10].

Прежде всего следует напомнить о том, что при выливании жидкого остатка из неполностью затвердевших стальных отливок в большинстве случаев удается зафиксировать наличие разрозненных или сросшихся кристаллитов, обладающих значительной прочностью, достаточной для сопротивления силам увлечения выливаемости части жидкого металла. При нулевом значении модуля упругости стали при температуре кри-

сталлизации следовало бы ожидать наличия гладкой границы раздела фаз после опрокидывания неполностью затвердевших стальных отливок. В большинстве случаев при непрерывном литье стали поверхностный слой заготовок образован слоем столбчатых кристаллитов (толщиной от 3–4 до 6–8 см), которые характеризуются высокой степенью упорядоченности кристаллической решетки. Современная теория дислокации дает возможность оценить упругие характеристики кристаллов при известном типе кристаллической решетки.

В частности, в работах Г.Лейбфрида [11, 12] на основании использования теории дислокаций предложено соотношение, связывающее модуль сдвига ( $G$ ) с температурой плавления металла ( $T_{пл}$ ):

$$kT_{пл} \cong 3 \cdot 10^{-2} Gb^3, \quad (1)$$

где  $b$  – кратчайший вектор Бюргера в кристаллической решетке (иногда вместо вектора Бюргера используется параметр  $l$  – равновесное расстояние между ближайшими соседями кристаллической решетки). Модуль сдвига  $G$  связан с модулем упругости  $E$  соотношением  $E=2(1+\nu)G$ , где  $\nu$  – число Пуассона ( $\nu \cong 0,4$  при  $T = T_{пл}$  для железа).

Значение эмпирической константы ( $3 \cdot 10^{-2}$ ) в правой части соотношения (1) претерпевает определенные колебания. В работе [12] приведены значения упомянутой константы для ряда металлов с гранцентрированной кристаллической решеткой.

Значения константы  $A = \frac{Gb^3}{kT_{пл}}$  в соотношении (1) согласно Г.Лейбфриду [12]

| Металл   | Температура плавления, К | $A = \frac{Gb^3}{kT_{пл}}$ |
|----------|--------------------------|----------------------------|
| Свинец   | 600                      | 27                         |
| Серебро  | 1234                     | 26                         |
| Золото   | 1336                     | 26                         |
| Медь     | 1356                     | 28                         |
| Алюминий | 931                      | 35                         |

Определим величину модуля сдвига по формуле (1) для кристаллической решетки  $\alpha$ -Fe, принимая вектор Бюргера равным  $2,86 \cdot 10^{-8}$  см,  $k=1,38 \cdot 10^{-16}$  эрг/град (число Больцмана),  $T_{пл}=1808$  К (для железа),  $b^3 = (2,86)^3 \cdot 10^{-24} = 2,3394 \cdot 10^{-23}$  см:

$$G = \frac{(1,38 \cdot 10^{-16} \cdot 1808)}{0,03 \cdot 2,3394 \cdot 10^{-23}} = 3,555 \cdot 10^{11} \text{ эрг/см}^3$$

или

$$G_{пл} = 3,555 \cdot 10^5 \text{ кг/см}^2 = 3,555 \cdot 10^4 \text{ МПа.}$$

Модуль упругости железа при температуре кристаллизации (при задании  $\nu=0,4$ ):

$E_{пл} = 2(1+\nu)G_{пл} = 9,954 \cdot 10^4 \text{ МПа} = 99,54 \text{ ГПа}$ , что составляет примерно 45% от значения модуля упругости при комнатной температуре:

$$\frac{E_{пл}}{E_{20}} = \frac{99,54}{220} = 0,4525.$$

Полученное расчетом по формуле Лейбфрида значение модуля упругости железа близко по величине опытному значению Д.Р.Хьюба (90 ГПа).

Приведенные выше сведения о механических характеристиках стали в широком диапазоне температур дают основание предположить, что модуль упругости  $E(T)$  и время релаксации  $\tau_p(T)$

для литой стали изменяются с температурой, как показано на рис. 2, 3.

График изменения с температурой модуля упругости  $E = E(T)$  разделен, как видно из рис. 2, на пять участков, каждый из которых отражает специфические свойства кристаллической структуры литой стали. Отрезок 5 на участке температур от границы выливаемости до температуры ликвидуса характеризует жидко-твердую зону (согласно классификации А.А.Бочвара), где модуль упругости практически равен нулю.

Заштрихованная область на рис. 2 (твёрдо-жидкая зона согласно классификации А.А.Бочвара) отражает гипотезу о существовании интервала температур, в котором величина модуля упругости определяется наличием «правильной» кристаллической решетки и может быть подсчитана из формулы (1) Г.Лейбфрида, как показано выше.

Заштрихованная область ограничена температурами  $T_{\text{выл}}$  (сверху) и  $T_*$  (снизу), причем температура выливаемости  $T_{\text{выл}}$ , согласно опытным данным Б.Б.Гуляева [13], определяется через известные температуры ликвидуса ( $T_{\text{лик}}$ ) и солидуса ( $T_{\text{сол}}$ ) изучаемого сплава по формуле

$$T_{\text{выл}} = T_{\text{сол}} + K_c(T_{\text{лик}} - T_{\text{сол}}),$$

где коэффициент  $K_c = 0,85 - 0,90$ . Наличие горизонтальной площадки 4, где модуль упругости  $E = E_D$ , отражает предположение о том, что в пределах интервала кристаллизации сплава (от  $T_{\text{выл}}$  до  $T_{\text{сол}}$ ) разрушения дендритных кристаллитов не происходит и выполняется условие  $E = E_D = \text{const}$ .

Участок кривой 3 определяет зону разрушения (растрескивания) первичной корки, образованной дендритами, и отражает предположение о том, что распад дендритной корки происходит в интервале температур ( $T_{\text{сол}} - T_*$ ).

Наиболее изученный участок 1 ограничен температурами  $T_s$  и  $T_p$ ; предполагается, что, начиная с температуры  $T \geq T_p$ , ансамбль аустенитных зерен достаточно очевидным образом проявляет пластические свойства.

Участок 2 между температурами  $T_p$  и  $T_*$  исследован недостаточно, так же как и отрезок 3, где предполагается протекание процесса разрушения первичной дендритной корки.

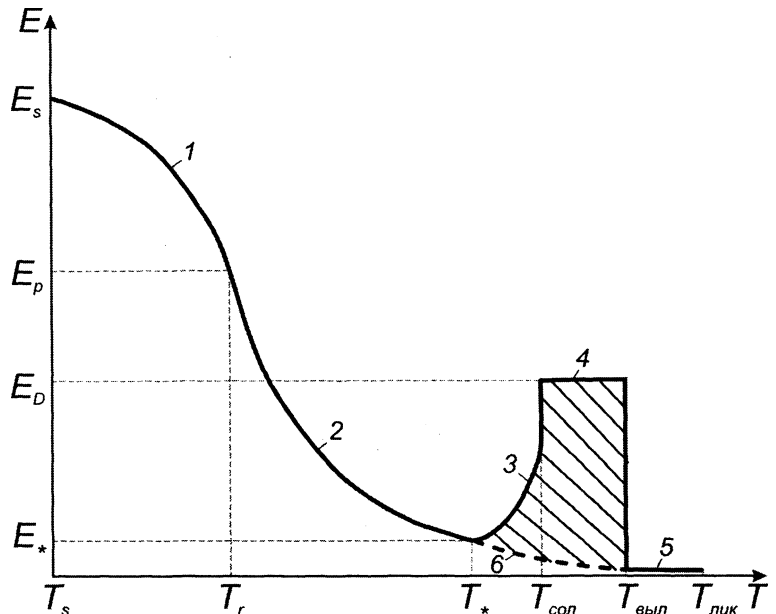


Рис. 2. Предполагаемый график зависимости модуля упругости кристаллизующейся углеродистой стали. Заштрихованная зона высоких значений модуля упругости первичной дендритной «щетки» у охлаждаемой поверхности отливки

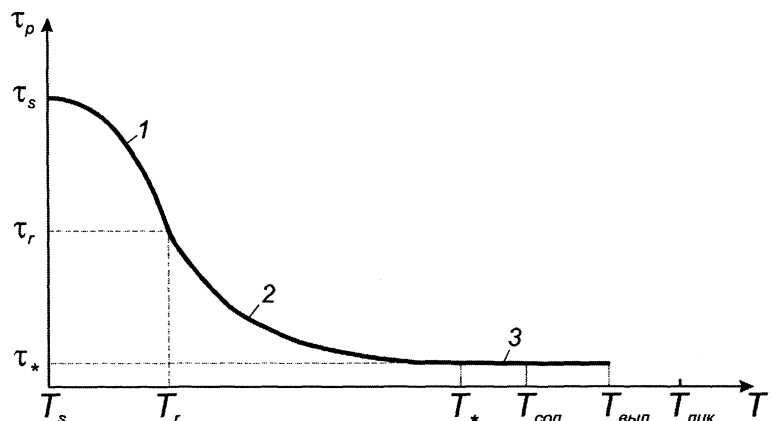


Рис. 3. Предполагаемый график зависимости «времени релаксации» литой стали от температуры

Очевидно, что существование заштрихованной зоны оправдано лишь в том случае, если изучаемый процесс начинается при высокой температуре ( $T_0 > T_{\text{лик}}$ ) и в последующем протекает непрерывное снижение температуры от  $T_0$  до  $T_*$ . В случае рассмотрения обратного хода температуры при нагреве образцов стали, составленных из зерен аустенита, изменение модуля упругости на участке температур от  $T_*$  до  $T_{\text{выл}}$  следует вдоль штриховой линии 6, минуя аномальный участок заштрихованной полосы.

Зависимость времени параметра  $\tau_p$  релаксации стали от температуры отражает характер экспериментального графика на рис. 4 и в дополнительных комментариях не нуждается.

Графики, показанные на рис. 2, 3, использованы при численном решении задачи термо-

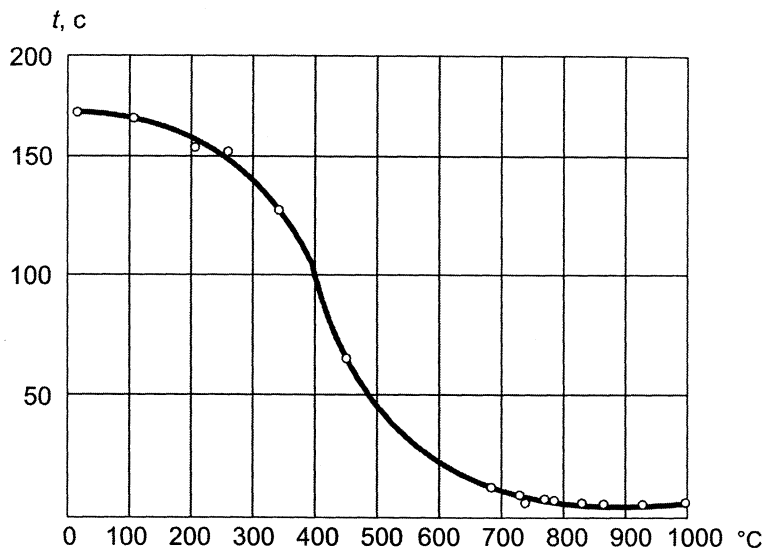


Рис. 4. Зависимость периода релаксации  $\tau_r$  от температуры при резонансном методе испытаний (сталь с содержанием углерода 1%)

вязкоупругости для стальной заготовки, кристаллизующейся в условиях МНЛЗ [14, 15]. Расчетный анализ показывает, что в начальной стадии формирования твердой оболочки стальной непрерывнолитой заготовки в водоохлаждаемом кристаллизаторе МНЛЗ по толщине твердой оболочки (1–2 см) возникает перепад температуры  $\Delta T = 200\text{--}250\text{ }^\circ\text{C}$ , что приводит к возникновению в корке растягивающих напряжений, величина которых в 2–3 раза превышает предел прочности стали при соответствующей температуре. Одновременно и возникающие в твердой корке растягивающие деформации превышают их установленные опытным путем допустимые значения (0,2–0,5%). Таким образом, для реальных условий теплообмена в водоохлаждаемых кристаллизаторах МНЛЗ уже на первых секундах существования твердой корки дендритных кристаллитов создаются предпосылки к нарушению сплошности корки, несмотря на активную роль разгрузочных эффектов вследствие быстропротекающей релаксации напряжений.

## Литература

1. Нехендзи Ю.А. Стальное литье. М.: Metallurgizdat, 1948.
2. Зубов В.Я. О росте и грануляции первичных кристаллов: Тр. Уральского промышленного института (УИИ). 1937. Сб.4. С. 43–48.
3. Бельнский С.Г. Исследование литой и ковальной стали. М.: Машгиз, 1952.
4. Бутаков Д.К. Грануляция стали // Проблемы металловедения и термообработки. М.; Свердловск: Машгиз, 1956. №1. С. 23–30.
5. Бутаков Д.К. Устойчивая грануляционная структура литой стали // Сталь. 1956. №1. С. 44–50.
6. Мовчан Б.А. Границы кристаллитов в литых металлах и сплавах. Киев: Техника, 1970.
7. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали. М.: Metallurgiya, 1976.
8. Самойлович Ю.А., Тимошпольский В.И., Маточкин В.А., Мандель Н.Л. Механические свойства непрерывных марок стали, используемых для непрерывного литья заготовок, при повышенных температурах // Литье и металлургия. 2002. №4. С. 130–134.
9. Bou langer C. Influence of Grain Boundaries on Certain Properties of Metals and Alloys near the Melting Point. *Revue de Metallurgie*. 1954. Vol.51. P. 219.
10. Hub D.R.: *Proceedings of IV-th International Vong. Acoustics*. 1962. P. 551.
11. Лейбфрид Г. Тепловое движение дислокаций // Дислокации и механические свойства кристаллов. М.: ИЛ, 1960. С. 344–352.
12. Лейбфрид Г. Микроскопическая теория механических и тепловых свойств кристаллов. М.; Л.: Физматгиз, 1963.
13. Гуляев Б.Б. Литейные процессы. М.; Л.: Машгиз, 1960.
14. Самойлович Ю.А., Тимошпольский В.И., Трусова И.А., Маточкин В.А. Теоретические основы расчета температур, термовязкоупругих напряжений и деформаций в корке непрерывнолитой заготовки // Изв. вузов и энерг. объедин. СНГ. Энергетика. 2002. №3. С. 48–56.
15. Самойлович Ю.А., Тимошпольский В.И., Трусова И.А., Маточкин В.А. Расчет температур, напряжений и деформаций при производстве непрерывнолитых заготовок. Сообщение 1. Решение связанных задач нестационарной термовязкоупругости для затвердевающих заготовок в ходе непрерывного литья // Литье и металлургия. 2002. №3. С. 53–59.