



The information given in technical literature on the matters of embrittlement of different types of steel close to temperature of solidus and in a range of structural inversions in the system of granules austenite is examined. The received information is supposed to be used at the following calculated evaluation of the admissible regimes of cooling and heating of slugs under terms of uniformity preservation.

Ю. А. САМОЙЛОВИЧ, НПП «Платан», Россия,
В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, НАН Беларуси, Н. Л. МАНДЕЛЬ, БНТУ

УДК 669.187

ПОКАЗАТЕЛИ ПЛАСТИЧНОСТИ УГЛЕРОДИСТОЙ И ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ (обзор)

Введение. Сохранение сплошности непрерывнолитых заготовок в значительной мере зависит от пластических характеристик металла при его непрерывном охлаждении в ходе кристаллизации и последующего остывания до цеховой температуры.

Обзор технической литературы по данной проблеме показал, что существенное снижение пластических свойств литой стали наблюдается в двух температурных интервалах: первый из них непосредственно примыкает к температуре солидуса изучаемого сплава, т.е. к нижней границе интервала кристаллизации, где наблюдаются отчетливые признаки охрупчивания металла, приводящие к возникновению горячих трещин в отливках; второй интервал относится к зоне температур от 800 до 1200 °С, где происходят структурные превращения в системе зерен аустенита, также сопровождаемые заметным охрупчиванием металла и возникновением дефектов литой структуры.

Ниже изложены результаты исследований традиционных способов описания пластичности (относительное удлинение, относительное сужение и т.д.).

При обзоре известных опубликованных материалов основное внимание было уделено характеристикам литой стали (в гораздо меньшей степени — катаной стали) с целью использования полученных данных при последующей расчетной оценке допускаемых режимов охлаждения и нагрева стальных заготовок по условиям сохранения сплошности.

Температурный интервал хрупкости

При анализе происхождения горячих трещин в стальных слитках и заготовках сталкиваются с необходимостью описания особого состояния кристаллизующегося металла, которое отличается пониженной пластичностью в определенном интервале температур вблизи от равновесной температуры кристаллизации. Впервые это состояние кристаллизующейся стали было детально исследовано Н.Н. Прохоровым [1–3], который ввел поня-

тие температурного интервала хрупкости (ТИХ). В наиболее наглядном виде понятие ТИХ рассматривается в [2] на примере зависимости относительного удлинения ряда сплавов алюминия с кремнием от температуры (рис. 1). Согласно оценке автора [2], положение верхней границы ТИХ (615–620 °С) определяется таким соотношением объемов твердой (кристаллов) и жидкой (расплава) фаз, при котором приложении внешней нагрузки сопровождается заклиниванием, затрудняющим свободное движение кристаллов в жидкой фазе. Что касается нижней границы ТИХ (~560 °С), то она представляет собой температуру полного «схватывания» отвердевающего расплава, после чего становится правомочным использование общепринятых показателей механических характеристик испытуемого металла — относительного удлинения и сужения, степени деформации сдвига и ряда других показателей.

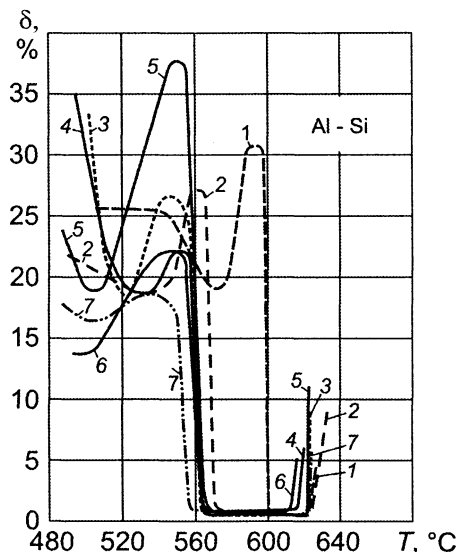


Рис. 1. Температурный интервал хрупкости (ТИХ) для ряда сплавов алюминия с кремнием по данным [2]: 1 — Al-Si — 0,4%; 2 — 0,6; 3 — 0,8; 4 — 1,0; 5 — 1,5; 6 — 2,5; 7 — 5% Si

В [1] приведены результаты экспериментов автора по определению пластичности и прочности ряда марок стали, химический состав которых

приведен в табл. 1 (стали расположены в порядке нарастания их склонности к образованию горячих трещин).

Таблица 1. Химический состав сталей, исследованных авторами [1]

Марка стали	Содержание элементов, %								
	C	Cr	Ni	Mn	Si	Ti	Mo	S	P
10Г2	0,10	0,09	0,18	1,37	0,28	—	—	0,028	0,032
СХЛ2	0,17	0,95	0,50	0,66	0,58	—	—	0,040	0,040
30ХГСА	0,30	1,05	0,30	0,95	1,1	—	—	0,040	0,040
ЭИ432	0,10	17,0	12,0	1,5	0,9	0,8	3,5	0,030	0,035
ШХ15	1,0	1,4	0,09	0,28	0,32	—	—	0,039	0,011

В качестве примера на рис. 2 показано изменение предела прочности и относительного сужения в зависимости от температуры для стали СХЛ2. Обратим внимание на характерный излом показателей σ_B и ψ в непосредственной близости (15–25 град) от температуры солидуса изучаемого сплава. Не менее интересен заметный спад относительного сужения при температурах 1250–1170 °С, что связано со структурными превращениями в аустените (выделение карбидов и карбонитридов) и отмечается в ряде других исследований.

В табл. 2 приведены интервалы температур перехода от вязкого к хрупкому разрушению для изученных марок стали, а также соответствующее точке перехода критическое значение предела прочности [1].

Весьма убедительным подтверждением существования ТИХ для стали с содержанием углерода от 0,06 до 0,48–0,54% являются эмпирические данные Морозенского–Митенева [4, 5] (рис. 3). Как видно из рисунка, величина относительного удлинения для указанных сталей не превышает нескольких процентов в интервале температур не менее 60–80 °С.

Таблица 2. Показатели вязкого и хрупкого разрушения

Марка стали	Интервал перехода из вязкого состояния в хрупкое, °С	Критическое напряжение, МПа
10Г2	0	27
СХЛ2	25	32
30ХГСА	25	32
ЭИ432	55	61
ШХ15	65	50

Наглядное сопоставление пластических и прочностных характеристик четырех марок стали (табл. 3) в литом и катаном состояниях при изменении температуры от 1000 до 1450 °С приведено в работе [6]. Испытания металла выполняли на современной машине типа “Глибл”. При этом все образцы нагревали до температуры испытания по единому графику подъема температуры, выдерживали при этой температуре и лишь затем подвергали растяжению до разрушения.

Результаты испытаний приведены на рис. 4, а–г. Следует отметить, что для каждой марки стали предел прочности оказывается почти одинаковым как в литом, так и в катаном

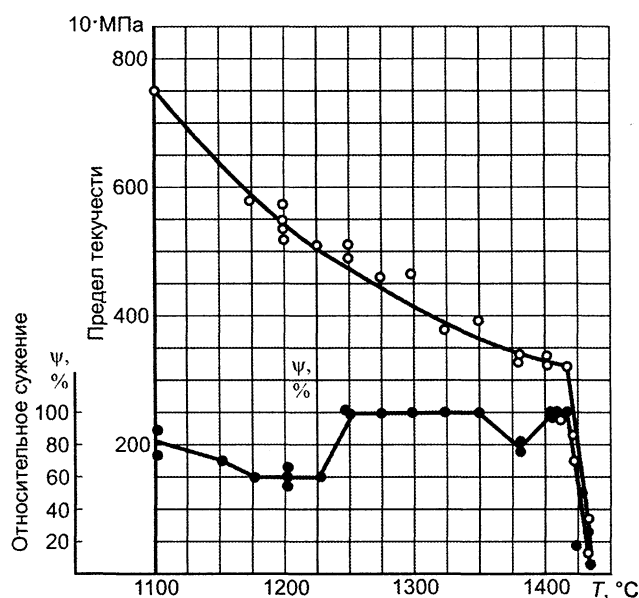


Рис. 2. Изменение предела прочности (σ_B) и относительного сужения стали (ψ) марки СХЛ2 вблизи от температуры солидуса по данным [1]

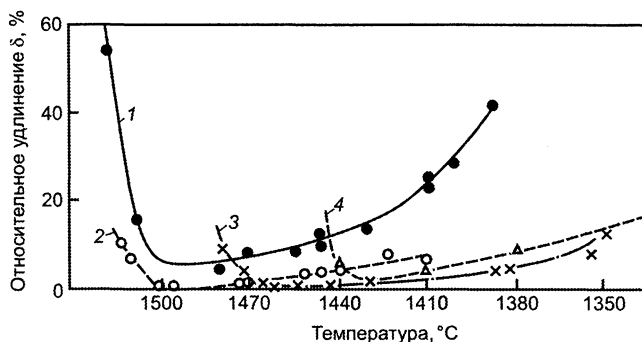


Рис. 3. Зависимость пластической составляющей деформации для сталей с различным содержанием углерода по данным [5]: 1 – 0,06–0,08% С; 2 – 0,19–0,21; 3 – 0,31; 4 – 0,48–0,54%. Для всех сталей содержание серы находится в пределах 0,025–0,030%, а содержание фосфора – 0,025–0,030%

Таблица 3. Химический состав сталей, исследованных в [6]

Сталь	C	Mn	Si	P	S	Al	Cu	O	N
КС0	0,025	0,43	0,01	0,005	0,022	0,223	0,085	0,024	0,006
КС2	0,24	0,33	0,02	0,008	0,029	0,064	0,085	0,111	0,005
КС4	0,45	0,30	0,02	0,004	0,027	0,043	0,080	0,026	0,002
КС6	0,62	0,43	0,02	0,008	0,022	0,100	0,080	0,023	0,003

состоянии (хотя и просматривается слабая тенденция к увеличению прочности образцов из катаной стали в пределах 10–20%). Зато характеристики пластичности стали (δ, ψ) весьма существенно различаются в литом и катаном состояниях (рис. 4).

Из рисунка можно сделать следующие выводы. Показатели пластичности (относительное сужение (ψ) и относительное удлинение (δ)) при температурах в диапазоне 1000–1200 °С находятся на уровне 30–40%, т.е. в 2,0–2,5 раза меньше, чем для образцов катаной стали при той же температуре. С повышением температуры до 1350–1400 °С значения δ и ψ снижаются практически до нуля.

Для стали КС6 (0,62% С) показатели пластичности достигают нуля уже при 1300 °С, что можно объяснить существованием в микроструктуре металла обилия микротрещин, заполненных серными ликватами, сохраняющимися в жидком состоянии до температур порядка 1190–1220 °С.

Структурные превращения аустенита

Рассмотренные до сих пор эмпирические данные относятся к области температур, близких к температуре содидуса. Между тем, значительный практический интерес представляет изменение характеристик пластичности литой стали в области температур 700–1200 °С, где нередко наблюдается существенное снижение пластичности металла, как показано на рис. 5, по данным [7].

На рис. 6 показано весьма существенное уменьшение относительного сужения ψ низколегированной стали в интервале температур 1175–650 °С, что, по мнению В. Ланкфорда [8], обусловлено распадом зерен аустенита и выпадением карбидов и карбонитридов. В более полном виде указанная зависимость параметра ψ от температуры представлена на рис. 7. Отрицательное влияние указанного физического явления (охрупчивания стали вследствие выпадения карбидов) подтверждается авторами статьи [9], кото-

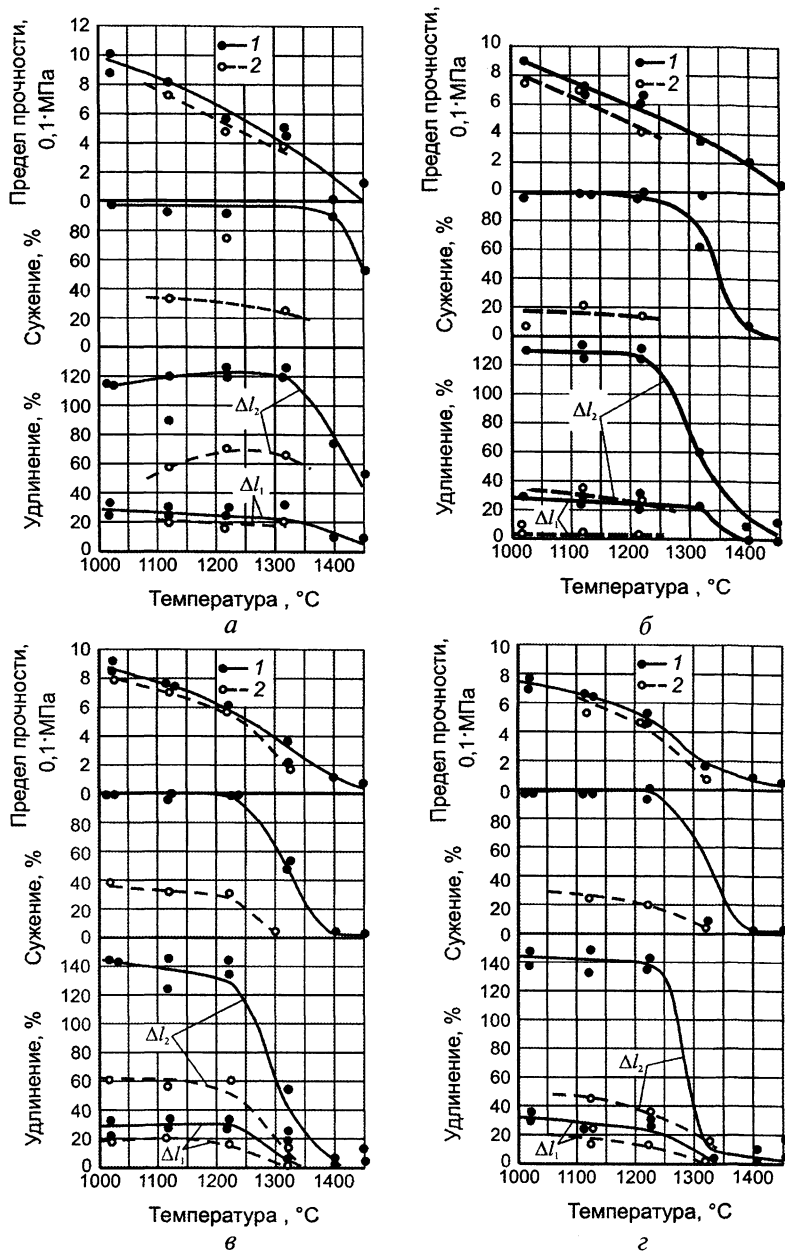


Рис. 4. Результаты испытания на разрыв образцов катаной (1) и литой (2) стали марок КС0 (а), КС2 (б), КС4 (в) и КС6 (г) по данным [6]

рыми предложено радикально изменить режим охлаждения непрерывнолитого стального сляба с целью предельно сократить время его пребывания в нежелательной, опасной для качества заготовки, температурной зоне.

Подводя итоги краткого рассмотрения сведений о пластических характеристиках некоторых марок стали, следует сделать заключение о том, что традиционными методами изучения получены данные об относительном удлинении и относи-

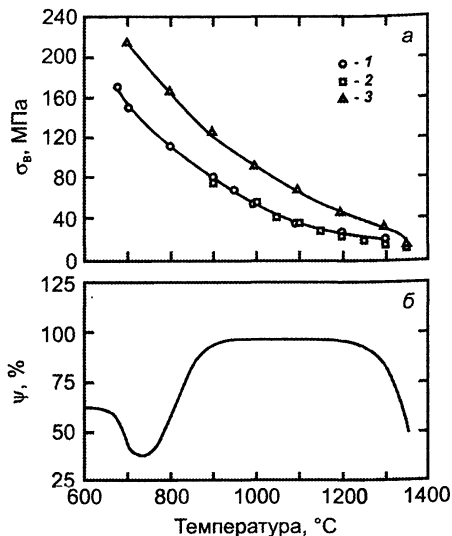


Рис. 5. Изменение предела прочности (а) и относительного удлинения (б) в зависимости от температуры для двух марок стали по данным [7]: 1, 2 — для стали, содержащей 0,1% С и 0,6% Мп при скоростях деформирования 0,1 и 0,00278 %/с соответственно; 3 — для стали марки 10 СгМо (9/10) при скорости деформирования 0,7 %/с

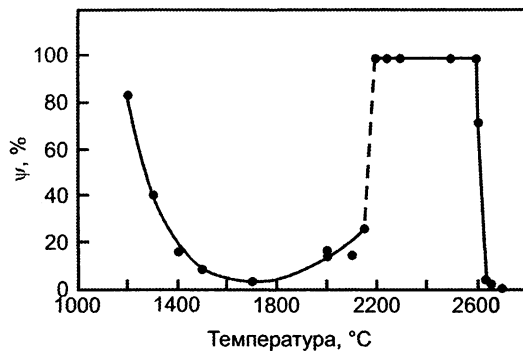


Рис. 6. Влияние температуры на относительное сужение малоуглеродистой стали, подвергнутой процедуре сенсбилизации (выдержка при 1450 °С в течение 300 с), соотношение марганца и серы в исходном расплаве поддерживается на уровне Мп:С=11 по данным [8, рис. 12]

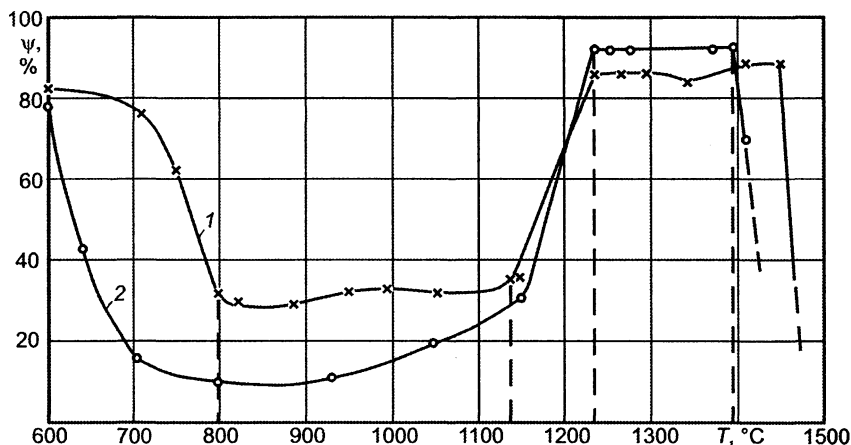


Рис. 7. Зависимость относительного сужения Ψ (%) от температуры для двух марок углеродистой стали по данным [8]; содержание основных компонентов: сталь №1 — 0,06%С; 0,50% Мп; 0,07% Si; 0,02% S; сталь №2 — 0,14% С; 0,68% Мп; 0,24% Si; 0,02% S; 0,015% Р, при Мп:С=11

тельном сужении для двух интервалов температуры: непосредственно примыкающему к фронту кристаллизации (интервалу ТИХ), а также для интервала превращений аустенита (600–1170 °С). Изменение исследуемых характеристик свидетельствует об охрупчивании металла в указанных диапазонах температур, что может привести к нарушению сплошности заготовок при непрерывном литье либо в процессе нагрева. Данное обстоятельство следует учитывать при разработке теплотехнологических режимов работы МНЛЗ и нагревательных печей.

Литература

1. Прохоров Н.Н. Горячие трещины при сварке. М.: Машгиз, 1952.
2. Прохоров Н.Н. Пластичность кристаллизующихся металлов // Литейное производство. 1962. №4. С. 27–28.

3. Прохоров Н.Н. Технологическая прочность металлов в процессе кристаллизации при литье // Литейное производство. 1962. №4. С. 24–27.
4. Морозенский Л.И., Митенев О.В. К вопросу о горячих продольных трещинах на непрерывных литых слябах // Сталь. 1966. №4. С. 312–317.
5. Морозенский Л.И., Митенев О.В. Характеристика устойчивости стали против образования горячих трещин на непрерывных слитках // Тр. 4-й конф. по слитку. М.: Металлургия, 1969. С. 590–593.
6. Казанцев Е.И., Кобо М. Механические свойства металла стального слитка в литом катаном состоянии при высоких температурах // Тр. 5-й конф. по слитку. М.: Металлургия, 1974. С. 326–330.
7. Флендер Р., Вюнненберг К. Образование внутренних трещин в непрерывнолитой заготовке // Черные металлы (пер. с нем.). 1982. №23. С. 24–32.
8. Lankford W.T. Some considerations of Strength and Ductility in the Continuous-casting Process. Metallurgical Transactions. 1972. Vol. 3. P. 1331–1357.
9. Харстке К., Банненберг Н. и др. Оптимизация процесса непрерывного литья стали и наблюдение за его ходом // Черные металлы (пер. с нем.). 1993. С. 16–26.