



DOI: 10.18721/JEST.230121

УДК 620.172.2

М.А. Матвеев

ВЛИЯНИЕ $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -ПРЕВРАЩЕНИЯ НА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНУЮ ПЛАСТИЧНОСТЬ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ

Исследована пластичность микролегированных трубных сталей в температурном диапазоне $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращения при физическом моделировании условий непрерывной разливки и горячей прокатки. Физическое моделирование было выполнено на термомеханическом комплексе Gleeble-3800. Установлено, что падение пластичности исследуемой стали в двухфазной области при имитации условий непрерывной разливки сталей обусловлено выделением феррита по границам зерен аустенита с образованием там тонкой прослойки. Это приводит к локализации деформации и преждевременному разрушению металла. Показано, что при моделировании горячей прокатки в двухфазной области образования трещин на межфазных границах «аустенит-феррит» не происходит и сталь имеет высокую пластичность. Однако исследование предельных напряжений (разрывная прочность), достижение которых должно вызвать разрушение металла, показало, что эти напряжения имеют сложную температурную зависимость, являются структурно зависимыми, а их величина определяется типом протекающего превращения (ферритное и бейнитное) в стали. При этом характер бейнитного превращения определяет рост и падение разрывной прочности.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ; $\gamma \leftrightarrow \alpha$ ОБЛАСТЬ; ПРЕДЕЛЬНЫЕ ДЕФОРМАЦИИ; МИКРОЛЕГИРОВАННАЯ СТАЛЬ; ГОРЯЧАЯ ПРОКАТКА; НЕПРЕРЫВНАЯ РАЗЛИВКА СТАЛИ; ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ.

Ссылка при цитировании:

М.А. Матвеев. Влияние $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращения на высокотемпературную пластичность микролегированных трубных сталей // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2017. Т. 23. № 1. С. 209–218. DOI: 10.18721/JEST.230121

М.А. Matveev

INFLUENCE OF THE $\gamma \leftrightarrow \alpha$ TRANSFORMATION ON HIGH-TEMPERATURE DUCTILITY OF MICRO-ALLOYED PIPE STEELS

We have investigated the ductility of micro-alloyed pipe steels in the temperature range of $\gamma \leftrightarrow \alpha$ transformations for physical modeling of continuous casting and hot rolling conditions. Physical simulation was performed on the thermomechanical Gleeble-3800 complex. It was found that the decline in the ductility of steel studied in a two-phase region in the simulation of continuous casting of steel due to the conditions of allocation of ferrite grain boundaries of austenite to form a thin layer on the boundaries. This causes strain localization and premature failure of the metal. It is shown that the formation of cracks at the interfaces during a simulation of austenite-ferrite hot rolling in a two phase region does not occur and the steel has high ductility. However, the study of limiting stresses (tensile strength) that could cause the destruction of the metal has shown that these stresses have a complex temperature dependence, and are structurally dependent, their size determined by the type of the transformation (ferrite and bainite) in the steel. The nature of bainite transformation determines the rise and fall of tensile strength.

HOT DUCTILITY, $\gamma \leftrightarrow \alpha$ REGION, ULTIMATE STRAIN, MICRO-ALLOYED STEEL, HOT ROLLING, CONTINUOUS CASTING, PHYSICAL SIMULATION.

Citation:

M.A. Matveev, Influence of the $\gamma \leftrightarrow \alpha$ transformation on high-temperature ductility of micro-alloyed pipe steels, St. Petersburg polytechnic university journal of engineering sciences and technology, 23 (1) (2017) 209–218, DOI: 10.18721/JEST.230121

Введение

Многочисленные исследования, выполненные на различных сталях, в том числе углеродистых и легированных, показывают, что, если не предпринимать специальных мер по целенаправленному легированию, для литых сталей провалы пластичности (ПП) наблюдаются в диапазоне температур 750–1050 °С [1–9]. Существование подобных провалов (температурные интервалы хрупкости) может приводить к преждевременному разрушению металла. Потери металла, в том числе специальных сталей, по причине его отбраковки из-за наличия трещин в литом состоянии или готовом прокате в ряде случаев составляют 15 % и более, что в масштабах металлургического производства приводит к огромным издержкам.

Автор работы [2] условно выделяет три области падения пластичности сталей при повышенных температурах. Область 1 находится в интервале температур от 1200 °С до температуры солидуса. Здесь падение пластичности стали обусловлено появлением жидкой прослойки по границам зерен. Область 2 находится в интервале температур 900–1200 °С. Для нее чаще всего характерно образование мелких межзеренных выделений сульфидов, оксидов, сероокисей и карбонитридов по границам бывшего аустенитного зерна, что приводит к возникновению микрополостей вокруг выделений, их последующей коалесценции и хрупкому разрушению стали. Область 3 находится в низкотемпературном интервале существования аустенита, включая превращение аустенита в феррит: примерно 600–900 °С в зависимости от химического состава стали. Существование провала пластичности в 3-й зоне объясняется формированием тонкой ферритной прослойки по границам аустенитных зерен [2, 10–14]. Присутствие феррита вызывает неравномерность деформации, что, в свою очередь, приводит

к хрупкому разрушению. Однако до настоящего времени не известно, какое количество феррита должно выделиться, чтобы разрушение было хрупким. Ранее проведенные исследования по влиянию $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращения на пластичность сталей выполнены применительно к процессу непрерывной разливки сталей [10–14], но снижение высокотемпературной пластичности и последующее хрупкое разрушение могут происходить и при горячей прокатке.

Целью данной работы было исследование пластичности микролегированных сталей в температурном диапазоне ферритного превращения ($\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращение) при физическом моделировании условий непрерывной разливки стали и горячей прокатки.

Методика и материалы исследования

Для имитации условий охлаждения непрерывнолитой заготовки в зоне вторичного охлаждения установки непрерывной разливки стали (УНРС) и горячей прокатки и оценки высокотемпературной пластичности стали использовали модуль Pocket Jaw термомеханического симулятора Gleeble-3800. Пробы металла для исследований отбирали от непрерывнолитого сляба в продольном направлении. Химические составы исследуемых сталей представлены в табл. 1. Образцы для обработки и испытаний на комплексе Gleeble изготавливали согласно чертежу, изображенному на рис. 1, а.

Исследование пластичности микролегированной стали в температурном интервале $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращения при физическом моделировании условий непрерывной разливки

Чертеж образца и схема проведения экспериментов по определению горячей пластичности исследуемой стали в температурном диапазоне ферритного превращения ($\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращение) при физическом моделировании условий непре-

Таблица 1

Химический состав исследуемой стали

Условное обозначение стали	Содержание элементов, масс. %								
	C	Mn + Si	Cr + Ni	Cu	Al	Mo	Nb + V + Ti	N	S
A	0,12	< 1,7	< 0,07	0,06	0,04	0,003	< 0,06	0,006	0,002
B	0,09	< 1,9	< 0,07	0,03	0,04	0,003	< 0,134	0,006	0,002

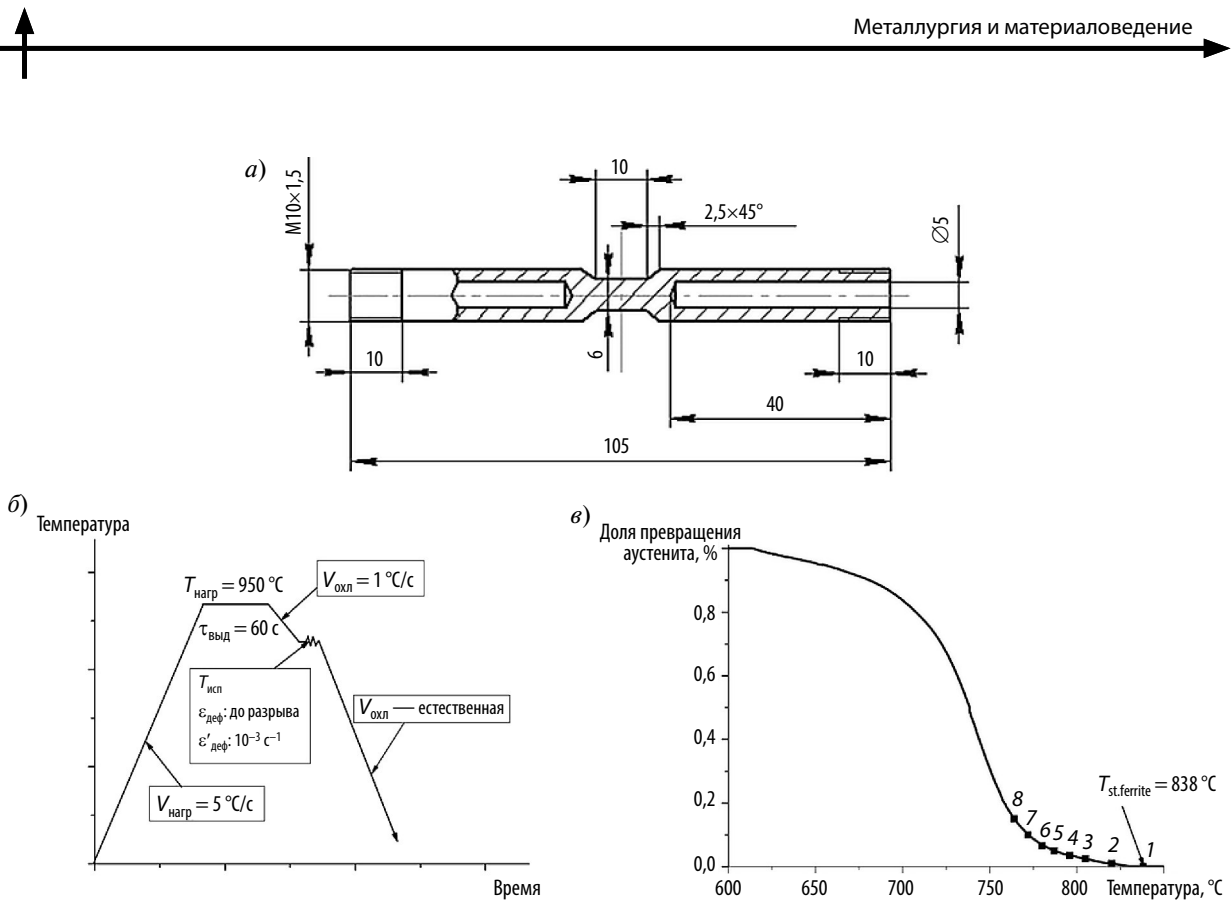


Рис. 1. Чертеж образцов для испытаний на Gleeble-3800 (а), схема проведения экспериментов по определению горячей пластичности в температурном диапазоне ферритного превращения при физическом моделировании условий непрерывной разливки (б) и кривая распада аустенита при скорости охлаждения 1 °C/c (в). Цифрами на графике обозначены температуры при которых проводили испытания

рывной разливки представлена на рис. 1, а, б. Образцы из литого металла с химическим составом А (см. табл. 1) нагревали со скоростью 5 °C/c до температуры 950 °C, выдерживали в течение 60 секунд, затем охлаждали до температуры испытания (рис. 1, в) со скоростью 1 °C/c. При достижении требуемой температуры образцы деформировали растяжением со скоростью деформации $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ c}^{-1}$, после чего следовало естественное охлаждение образца.

Для определения температурного интервала протекания ферритного превращения были проведены дилатометрические исследования [15]. С целью более точного определения точек начала фазового превращения дилатометрические кривые перестраивали в кривые распада аустенита (рис.1, в). Эту операцию выполняли по стандартной методике с помощью соотношения

$$F_{aus} = \frac{C_{gauge} - L_1}{L_2 - L_1},$$

где C_{gauge} — показания дилатометра; L_1 и L_2 — линейные экстраполяции дилатометрической

кривой. За начало превращения на кривой распада принимали 1 % объемн. превращенного аустенита, а за окончание — 99 % объемн. распада. Видно, что ферритное превращение у исследуемой стали начинается при температуре 838 °C (см. рис. 1, в). В большинстве работ отмечается, что хрупкое разрушение наступает в самом начале ферритного превращения; в соответствии с этим были выбраны точки 1–8, с различным количеством феррита (см. рис.1, в).

Пластичность металла оценивали путем измерения относительного сужения Ψ в шейке образца.

Исследование пластичности микролегированной стали в температурном интервале $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращения при физическом моделировании горячей прокатки. Образцы из литого металла с химическим составом В (см. табл. 1) для обработки и испытаний на комплексе Gleeble изготавливали согласно чертежу, представленному на рис. 1,а. В работе [16] показано, что подобные образцы не теряют устойчивости (не образуют

Таблица 2

Моделируемый температурно-деформационный режим прокатки

№ прох.	$t_{\text{паузы, с}}$	$T_{\text{пов, °C}}$	$\epsilon_{\text{ист}}$	$\dot{\epsilon}, 1/\text{с}$
Исход.	0	1200	0	0
1	90	995	0,15	1,7
2	10	990	0,15	1,8
3	10	970	0,1	1,7
4	6	960	0,1	1,7
5	6	945	0,1	2,1
6	8	920	0,18	2,8
7	940	796	0,05	1,7
8	5	790	0,06	2,1
9	4	785	0,06	2,2
10	4	780	0,07	1,7
11	17	770	0,06	2,3
12	5	765	0,09	2,8
13	4	760	0,09	3,0
14	3	755	0,09	3,3
15	6	750	0,1	3,8

шейки или бочки) при многократном циклическом нагружении сжатием-растяжением с минимальной паузой на смену направления деформации. Заметим, что на модуле *Pocket Jaw* комплекса *Gleeble* время смены направления деформации составляет 0,01 с.

Образцы, изображенные на рис. 1, а, имеют достаточно равномерное температурное поле по

длине рабочей части. Сочетание двух факторов — равномерной температуры и устойчивости пластической деформации — обеспечивает условия воспроизведения многократной деформации, например многопроходной прокатки на реверсивном или непрерывном стане, если степень деформации в каждом проходе задавать суммой логарифмических деформаций растяжением $\epsilon_{\text{раст}}$ и сжатием $\epsilon_{\text{сж}}$, причем $\epsilon_{\text{раст}i} = \epsilon_{\text{сж}i} = 0,5\epsilon_i$, где i — номер прохода, ϵ_i — логарифмическая деформация в рассматриваемом проходе. Поскольку степень деформации в каждом проходе бывает обычно больше 10 %, то негативных влияний эффекта Баушингера на характер зависимости $\sigma(\epsilon)$ не наблюдается [17, 18]. При накоплении остаточной деформации влияние этого эффекта сводится к нулю.

Для определения температурного диапазона существования $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -области проводили дилатометрические исследования. При построении дилатометрической кривой, представленной на рис. 2, а, образец проходил цикл деформационной обработки, представляющий собой имитацию прокатки толстого листа. Основные параметры обработки образцов приведены в табл. 2. Отметим, что первые шесть деформаций представляют собой имитацию черновой стадии прокатки, после которой следует пауза для подстуживания раската до температур чистовой стадии прокатки, которая начинается с 7-го пропуска и от температуры 796 °С. Температурный режим имитации прокатки принят для температуры поверхности металла, фиксируемой пирометрами, установленными на стане.

После деформационной обработки образец охлаждали со скоростью 1 °С/с до комнатной

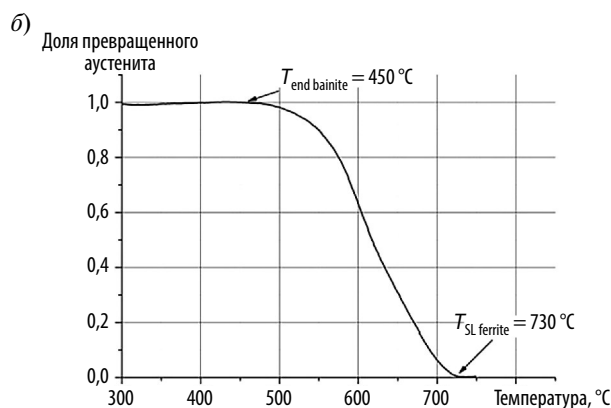
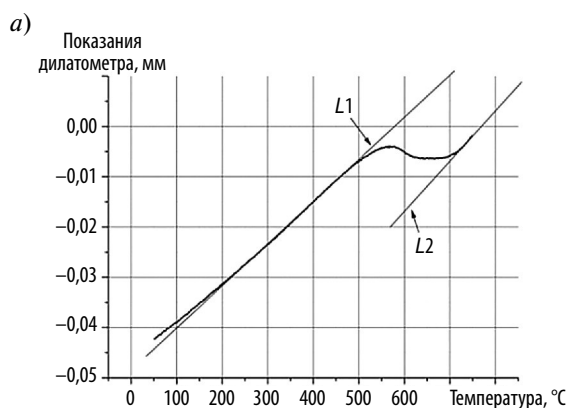


Рис. 2. Дилатометрическая кривая (а) и кривая распада аустенита (б) при скорости охлаждения 1 °С/с после моделирования всего цикла прокатки (см. табл. 1)

температуры. Показания по изменению диаметра образца снимали с помощью датчика поперечной деформации *Dilatometr*. Далее, как и в предыдущем исследовании, для определения точек начала фазового превращения строили кривые распада аустенита (рис. 2, б).

При определении точек начала бейнитного превращения на кривой распада отмечали соответствующие доли превращенного объема, измеренные методом количественной металлографии с использованием анализатора изображений *Thixomet*. Полная диаграмма распада аустенита (*CCT*-диаграмма) в зависимости от скорости охлаждения для исследуемой стали представлена на рис. 3. По *CCT*-диаграмме и кривой распада аустенита (рис. 2) определяли температурный интервал протекания фазового $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращения, который для стали состава *B* составил 730–450 °С; на основании полученных результатов назначены температуры испытания для определения относительного сужения Ψ в шейке образца и предельных напряжений $\sigma_{пред}$ разрыва при различном соотношении фазовых составляющих, а именно:

$T_{исп}$, °С	Доля остаточного аустенита, %
740.....	100
670.....	80
633.....	60
604.....	40
574.....	20

525.....	5
450.....	0
400.....	0
300.....	0

Для определения $\sigma_{пред}$ в двухфазной области с учетом температурно-деформационной истории прокатки на промышленном стане выполнена имитация режима, представленного в табл. 2. Например, $\sigma_{пред}$ металла при $T_{исп} = 740$ °С определяли следующим образом: выполняли нагрев до температуры 1200 °С, выдерживали 1 мин. для аустенизации, деформировали образец растяжением-сжатием с заданными температурами, степенями, скоростями деформации и временами междеформационных пауз, после 15-го пропуска (см. табл. 2) образец охлаждали со скоростью 1 °С/с до $T_{исп}$ и растягивали до разрушения. Предельные значения напряжений в момент разрушения определяли по формуле

$$\sigma_{пред} = \frac{F_k}{S_k}, \quad (1)$$

где F_k — сила в момент разрушения образца, S_k — площадь поперечного сечения образца в месте разрыва. Схема проведения экспериментов представлена на рис. 4. Для каждой температуры испытания было выполнено по три эксперимента. Таким образом, всего было проведено три серии экспериментов.

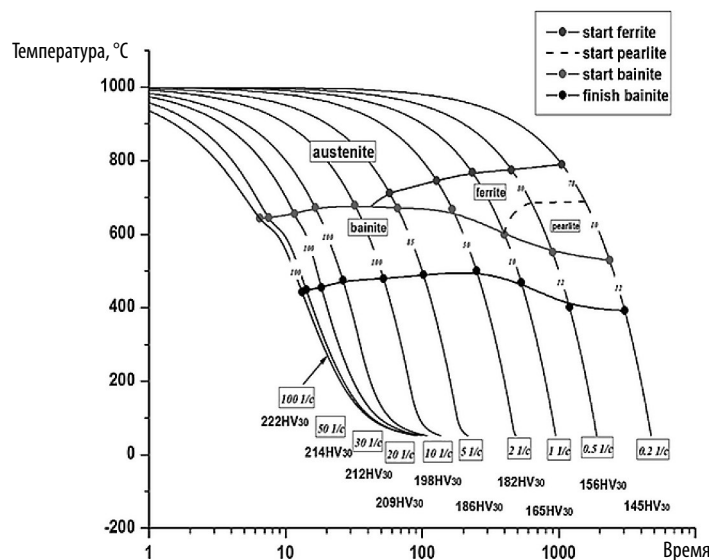


Рис. 3. Термокинетическая кривая распада аустенита

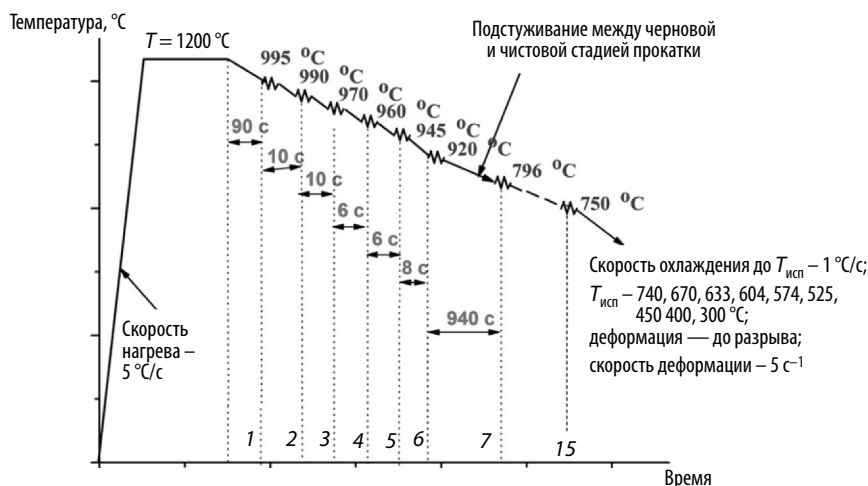


Рис. 4. Схема проведения экспериментов по определению в двухфазной области предельных значений напряжений, предшествующих разрушению образца

Металлографические исследования проводили на световых оптических микроскопах *Carl Zeiss Axio Observer* с анализатором изображений *Thixomet* и *Leica DMT 5000* в диапазоне увеличений $\times 50-1000$.

Результаты исследований и их обсуждение

Результаты исследования пластичности микрелегированной стали состава *A* (см. табл. 1) в температурном диапазоне $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращения при физическом моделировании условий непрерывной разливки представлены в табл. 3

Таблица 3

Результаты исследования пластичности в температурном диапазоне $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращения при физическом моделировании условий непрерывной разливки

Номер точки	$T, ^\circ\text{C}$	Доля феррита, % (объема)	$\Psi, \%$
1	838	0	81
2	820	1	80
3	805	2,5	72
4	796	3,5	56
5	787	5	62
6	780	6,5	68
7	772	10	70
8	764	15	73

и в графическом виде — на рис. 5. Видно, что резкое снижение пластичности исследуемой стали начинается с 2,5 % (объемн.) выделившегося феррита, выход из провала пластичности начинается при доле феррита 6,5 % (объемн.), что соответствует температурному диапазону 805–780 °C. Минимальные значения пластичности ($\Psi = 54 \%$) наблюдаются при $T = 794 ^\circ\text{C}$ и соответствуют доле феррита в структуре стали, равной 3,8 % (объемн.).

На рис. 6 показана микрофотография структуры стали с трещиной вблизи поверхности разрушения образца испытанного при $T = 796 ^\circ\text{C}$ и доле феррита 3,5 % (объемн.) (точка 4 на рис. 5). Видно, что по границам бывших аустенитных зерен выделился феррит, где и происходит разрушение. Таким образом, падение пластичности исследуемой стали в двухфазной области обусловлено выделением феррита по границам зерен аустенита с образованием там тонкой прослойки этой фазы, что приводит к локализации деформации и преждевременному разрушению металла. Результаты выполненных исследований подтверждают выводы, сделанные в [8–12].

Результаты исследования пластичности микрелегированных сталей в температурном диапазоне $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращения при физическом моделировании горячей прокатки представлены на рис. 7. Видно, что при моделировании горячей прокатки во всем интервале фазового пре-

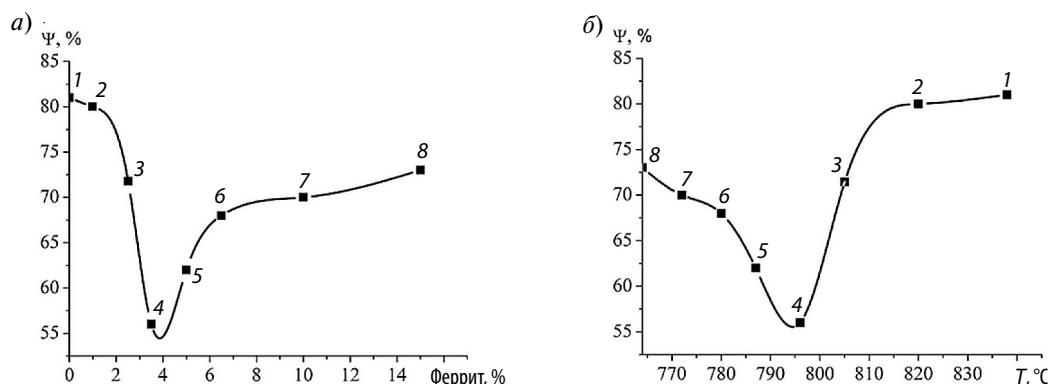


Рис. 5. Графики зависимости горячей пластичности образцов для микролегированной стали состава *A* от доли феррита (*a*) и температуры испытания (*б*); цифры на графике — номера точек с разными температурами испытания (см. табл. 3)

вращения у исследованной стали состава *B* (см. табл. 1) наблюдается высокая пластичность, относительное сужение Ψ образца в шейке не снижается меньше 80 %. Высокие значения пластичности исследуемой стали в двухфазной области при моделировании горячей прокатки объясняются измельчением зеренной структуры металла.

На рис. 8 представлена температурная зависимость предельных напряжений для исследуемой стали состава *B* в двухфазной области; пунктирной линией обозначены средние значения $\sigma_{\text{пред}}$ для каждой температуры испытания.

По рис. 8 видно, что зависимость $\sigma_{\text{пред}}(T)$ можно условно разделить на 3 температурных участка. В диапазоне температур 650–580 °С, который согласно *ССТ*-диаграмме (рис. 3) соответствует двухфазной области, наблюдаются минимальные значения $\sigma_{\text{пред}}$. Начиная с температуры 600 °С, при которой начинается бейнитное превращение, происходит значительный рост разрывной прочности металла, что можно объяснить именно сдвиговым механизмом превращения и формированием характерной структуры металла, содержащей большое количество вновь образованных границ бейнитного феррита [19, 20]. Начиная с температур 400–450 °С значения $\sigma_{\text{пред}}$ снижаются и при температуре 300 °С достигают значений 1700–2100 МПа.

Подобный характер зависимости на рис. 8 можно описать с позиций стадийности протекания бейнитных превращений [19]. Если полагать, что на первой стадии превращения происходит сдвиговая часть превращения, которая

сопровождается возрастанием тетрагональности бейнитного феррита, то рост разрывной прочности объясним. В то же время, если считать, что второй механизм превращения — образование второй фазы в виде карбидов или смеси (мартенсит + аустенит), сопровождающееся снижением тетрагональности бейнитного феррита, происходит вслед за сдвиговой частью превращения, то это этим можно объяснить снижение разрывной прочности исследованной стали.

Таким образом, экспериментальным методом установлено, что пластичность исследованной стали в двухфазной области после имитации горячей прокатки находится на высоком уровне за счет измельчения зеренной структуры металла. Однако предельные напряжения (разрывная прочность), достижение которых должно вызвать разрушение металла, имеют

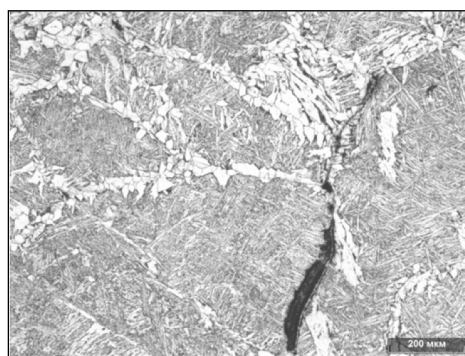


Рис. 6. Снимок трещины вблизи поверхности разрушения образца испытанного при $T = 796$ °С и доле феррита 3,5 %

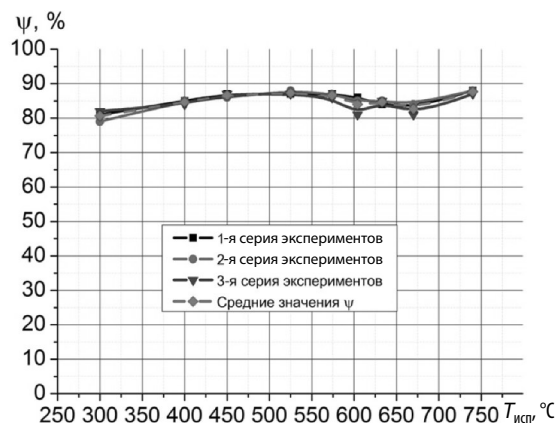


Рис. 7. Температурная зависимость пластичности исследуемой стали состава В в двухфазной области

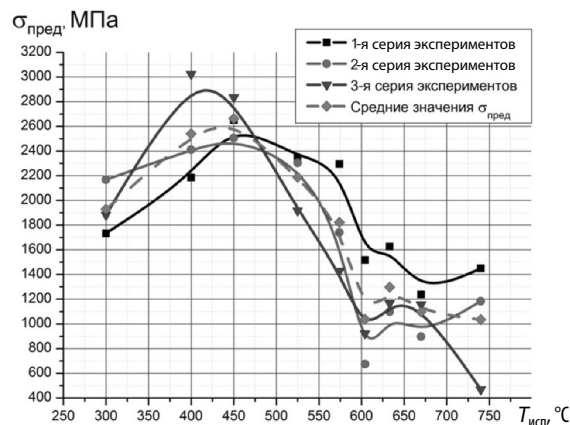


Рис. 8. Температурная зависимость предельных напряжений для исследуемой стали состава В в двухфазной области

сложную температурную зависимость, а к тому же являются структурно зависимыми, и их величина определяется типом протекающего превращения (ферритное и бейнитное) в стали

Заключение

Полученные результаты позволяют заключить, что падение пластичности микролегированной трубной стали в двухфазной области при имитации условий непрерывной разливки обусловлено выделением феррита по границам зерен аустенита с образованием там тонкой прослойки. Это приводит к локализации деформации и преждевременному разрушению металла. Снижения пластичности у трубной стали с большим содержанием V, Nb, Ti в двухфазной об-

ласти после моделирования горячей прокатки не происходит благодаря измельчению зеренной структуры металла. Однако исследование предельных напряжений (разрывная прочность), достижение которых должно вызвать разрушение металла, показало, что эти напряжения имеют сложную температурную зависимость, а также являются структурно зависимыми, и их величина определяется протеканием ферритного и бейнитного превращений в стали. При этом характер бейнитного превращения определяет рост и падение разрывной прочности.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-33-60002 мол_а_дк

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Crowther D.N. The Effects of Microalloying Elements on Cracking During Continuous Casting // Proceedings of the International Symposium 2001 on Vanadium Application Technology. Beijing, China, Vanitec, Westerham, Kent, England. 2001. P. 99–131.
2. Lesley H. Chown. The influence of continuous casting parameters on hot tensile behavior in low carbon, niobium and boron steels: Ph.D.Thesis // Johannesburg, University of the Witwatersrand. 2008. 317 p.
3. Mintz B. The Influence of Composition on the Hot Ductility of Steels and to the Problem of Transverse Cracking // ISIJ International. 1999. Vol. 39. P. 833–855.
4. Колбасников Н.Г., Матвеев М.А., Мишнев П.А. Влияние структурного фактора на высокотемпературную пластичность трубных сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 2016. №1. С. 54–60.
5. Колбасников Н.Г., Матвеев М.А., Мишин В.В., Мишнев П.А., Никонов С.В. О причинах провалов горячей пластичности сталей // Металлы. 2014. № 5. С. 36–43.
6. Matveev M.A., Kolbasnikov N.G., Kononov A.A. Causes of High Temperature Ductility Trough of Microalloyed Steels // Transactions of the Indian Institute of Metals. 2017. P. 1–12. DOI: 10.1007/s12666-017-1042-9.
7. Матвеев М.А., Колбасников Н.Г. Исследование высокотемпературной пластичности микролегированных сталей // Сталь. 2016. № 4. С. 47–51.
8. Xiao Ping Li, Joong Kil Park, Joo Choi, Chang Hee Yim. The effects of ferritic transformation on hot ductility

of medium carbon steel // *Metals and Materials*. 1999. Vol. 5. P. 25–32.

9. **Колбасников Н.Г., Кондратьев С.Ю.** Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов / Федеральное агентство по образованию, Санкт-Петербургский гос. политехнический ун-т. СПб., 2006. 363 с.

10. **Suzuki H. G., Nishimura S., Yamaguchi S.** Characteristics of Hot Ductility in Steels Subjected to the Melting and Solidification // *Transactions ISIJ*. 1982. Vol. 22. P. 48–56.

11. **Moon S.-C.** The influence of Austenite grain size on hot ductility of steels: M. Eng. Thesis // Wollongong, University of Wollongong. 2003. 88 p.

12. **Xiao Ping Li, Joong Kil Park, Joo Choi, Chang Hee Yim.** The effects of ferritic transformation on hot ductility of medium carbon steel // *Metals and Materials*. 1999. Vol. 5. P. 25–32.

13. **Hurtado-Delgado E., Morales R. D.** Hot ductility and fracture mechanisms of a C-Mn-Nb-Al steel // *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2001. Vol. 32. P. 919–927.

14. **Mintz B., Crowther D.N.** Hot ductility of steels and its relationship to the problem of transverse cracking in continuous casting // *International Materials Reviews*. 2010. Vol. 55. P. 168–196.

15. **Анастасиади Г.П., Кондратьев С.Ю., Малышевский В.А., Сильников М.В.** Значение термокине-

тических диаграмм превращения переохлажденного аустенита для разработки режимов термической обработки ответственных стальных деталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2016. № 11 (737). С. 16–22.

16. **Матвеев М.А., Колбасников Н.Г., Мишин В.В., Зотов О.Г., Мишнев П.А., Никонов С.В.** Физическое моделирование горячей пластичности микролегированной трубной стали при непрерывной разливке и горячей прокатке // *Сталь*. 2014. № 2. С. 59–65.

17. **Колбасников Н.Г., Зотов О.Г., Мартяшов И.С., Сулягин Р.В.** Исследование эффекта Баушингера. Физическое моделирование формирования свойств микролегированной стали в процессе изготовления труб // *Сталь*. 2012. №8. С. 56–61.

18. **Кондратьев С.Ю.** Механические свойства металлов: учебное пособие / М-во образования и науки Российской Федерации, Санкт-Петербургский гос. политехнический ун-т. СПб., 2011. 128 с.

19. **Bhadeshia H.K.D.H.** Bainite In Steels. Transformations, Microstructure and Properties. Second edition. London. 2001. 454 p.

20. Quantitative Structure-Property Relationships for Complex Bainitic Microstructures // Commission of European Communities ECSC Sponsored Research Project / Swedish Institute for Metals Research // SIMR Report: IM-2004–247.07. 157 p.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

МАТВЕЕВ Михаил Александрович — кандидат технических наук старший научный сотрудник Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого. 195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29. E-mail: matveev_ma@inbox.ru

REFERENCES

1. **Crowther D.N.** The Effects of Microalloying Elements on Cracking During Continuous Casting. *Proceedings of the International Symposium 2001 on Vanadium Application Technology*. Beijing, China, Vanitec. Westersham, Kent, England. P. 99–131.

2. **Lesley H. Chown.** The influence of continuous casting parameters on hot tensile behavior in low carbon, niobium and boron steels: Ph.D. Thesis / Johannesburg, University of the Witwatersrand. 2008. 317 p.

3. **Mintz B.** The Influence of Composition on the Hot Ductility of Steels and to the Problem of Transverse Cracking. *ISIJ International*. 1999. Vol. 39. P. 833–855.

4. **Kolbasnikov N.G., Matveyev M.A., Mishnev P.A.** Vliyanie strukturnogo faktora na vysokotemperaturnuyu plastichnost trubnykh staley [Effect of Structure Factor on High-Temperature Ductility of Pipe Steels]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2016. №1. S. 54–60. (rus.)

5. **Kolbasnikov N.G., Matveyev M.A., Mishin V.V., Mishnev P.A., Nikonov S.V.** O prichinakh provalov goryachey plastichnosti staley [Causes of the hot ductility drops of steels]. *Metally*. 2014. №5. S. 36–43. (rus.)

6. **Matveev M.A., Kolbasnikov N.G., Kononov A.A.** Causes of High Temperature Ductility Trough of Microalloyed Steels. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2017. P. 1–12. DOI: 10.1007/s12666–017–1042–9.

7. **Matveyev M.A., Kolbasnikov N.G.** Issledovaniye vysokotemperaturnoy plastichnosti mikrolegirovannykh staley [High-Temperature Plasticity of Microalloyed Steel]. *Stal*. 2016. №4. S. 47–51. (rus.)

8. **Xiao Ping Li, Joong Kil Park, Joo Choi, Chang Hee Yim.** The effects of ferritic transformation on hot ductility of medium carbon steel. *Metals and Materials*. 1999. Vol. 5. P. 25–32.

9. **Kolbasnikov N.G., Kondratyev S.Yu.** Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов

[Structure. Entropy. Phase transformations and properties of metal] / Federalnoye agentstvo po obrazovaniyu, Sankt-Peterburgskiy gos. politekhnicheskij un-t. SPb. 2006. 363 s. (rus.)

10. **Suzuki H. G., Nishimura S. and Yamaguchi S.** Characteristics of Hot Ductility in Steels Subjected to the Melting and Solidification. *Transactions ISIJ*. 1982. Vol. 22. P. 48–56.

11. **Moon S.-C.** The influence of Austenite grain size on hot ductility of steels: M. Eng. Thesis / Wollongong, University of Wollongong. 2003. 88 p.

12. **Xiao Ping Li, Joong Kil Park, Joo Choi, Chang Hee Yim.** The effects of ferritic transformation on hot ductility of medium carbon steel. *Metals and Materials*. 1999. Vol. 5. P. 25–32.

13. **Hurtado-Delgado E., Morales R. D.** Hot ductility and fracture mechanisms of a C-Mn-Nb-Al steel. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2001. Vol. 32. P. 919–927.

14. **Mintz B., Crowther D.N.** Hot ductility of steels and its relationship to the problem of transverse cracking in continuous casting. *International Materials Reviews*. 2010. Vol. 55. P. 168–196.

15. **Anastasiadi G.P., Kondratyev S.Yu., Malyshevskiy V.A., Silnikov M.V.** Znachenije termokineticheskikh diagramm prevrashcheniya pereokhlazhdennogo austenita dlya razrabotki rezhimov termicheskoy obrabotki otvetstvennykh stalnykh detaley [The value of thermo-kinetic diagrams of transformation of supercooled austenite

for the development of heat treatment of steel parts responsible]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2016. № 11 (737). S. 16–22. (rus.)

16. **Matveyev M.A., Kolbasnikov N.G., Mishin V.V., Zotov O.G., Mishnev P.A., Nikonov S.V.** Fizicheskoye modelirovaniye goryachey plastichnosti mikrolegirovannoy trubnoy stali pri nepreryvnoy razlivke i goryachey prokatke [Hot plasticity of microalloyed pipe steel in continuous casting and hot rolling]. *Stal*. 2014. №2. S. 59–65. (rus.)

17. **Kolbasnikov N.G., Zotov O.G., Martyashov I.S., Sulyagin R.V.** Issledovaniye effekta Baushingera. Fizicheskoye modelirovaniye formirovaniya svoystv mikrolegirovannoy stali v protsesse izgotovleniya trub [Research Baushinger effect. Physical modeling of formation properties of micro-alloyed steel in the manufacture of pipes]. *Stal*. 2012. №8. S.56–61. (rus.)

18. **Kondratyev S.Yu.** Mekhanicheskiye svoystva metallov: uchebnoye posobiye. [Mechanical properties of metals: a tutorial.] / M-vo obrazovaniya i nauki Rossiyskoy Federatsii, Sankt-Peterburgskiy gos. politekhnicheskij un-t. SPb. 2011. 128 s. (rus.)

19. **Bhadeshia H.K.D.H.** Bainite In Steels. Transformations, Microstructure and Properties. Second edition. London. 2001. 454 p.

20. Quantitative Structure-Property Relationships for Complex Bainitic Microstructures // Commission of European Communities ECSC Sponsored Research Project / Swedish Institute for Metals Research // *SIMR Report*: IM-2004–247.07. 157 p.

AUTHORS

MATVEEV Mikhail A. — *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University*. 29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia. E-mail: matveev_ma@inbox.ru

Дата поступления статьи в редакцию: 07.02.2017.