

А. Ю. Борисенко, М. Ю. Амбражей\*, А. Д. Малыш\*\*

Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, Днепр

\*Национальная металлургическая академия Украины, Днепр

\*\*ГП «Научно-исследовательский и конструкторско-технологический институт трубной промышленности им. Я. Е. Осады», Днепр

## Механические свойства литой средне- и высокоуглеродистой стали после испытаний на растяжение при повышенных температурах

Определены механические свойства литой стали с 0,56 и 0,81 % углерода при температурах 700, 800 и 1100 °С. Установлено, что прочность и деформационное упрочнение литой среднеуглеродистой стали в аустенитной области выше, чем высокоуглеродистой. При расчетах энергосиловых параметров горячей деформации литой стали можно использовать данные механических свойств образцов такого же или близкого химического состава стали после деформационной или термической обработки.

**Ключевые слова:** сталь, кристаллизация, горячая пластическая деформация, механические свойства.

**А**ктуальность и состояние вопроса исследования. Определение механических свойств стали при повышенных температурах в зависимости от ее химического состава и исходного структурного состояния необходимо для расчета энергосиловых параметров горячей пластической деформации при проектировании оборудования и разработке технологий обработки металлов давлением [1, 2]. Решение этих задач с учетом свойств литых сталей при температурах горячей пластической деформации актуально при производстве проката из непрерывнолитой заготовки. Наибольшую актуальность сказанное приобретает в случае разработки современных технологий получения и переработки непрерывнолитых заготовок малых сечений на литейно-прокатных агрегатах [3].

Известно, что повышение содержания углерода до  $\approx 0,9\%$  способствует увеличению прочности стали в случае определения ее механических свойств при комнатной температуре [4]. Логично было бы ожидать такой же закономерности и при повышенных температурах испытаний. Однако анализ справочных данных [1, 2] о значениях механических свойств стали в аустенитной области показывает неоднозначное влияние углерода на ее прочность (рис. 1). В работе [5] было установлено, что «в области высоких температур прочность более углеродистых сталей ниже, чем низкоуглеродистых»; наблюдается интенсивное снижение предела прочности с увеличением содержания углерода в стали и повышением температуры испытаний. Вместе с тем влияние углерода на сопротивление горячей пластической деформации зависит от скорости деформации [6]. При малых скоростях деформации ( $\dot{\varphi} \approx 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ ) увеличение содержания углерода в стали приводит к снижению сопротивления деформации, тогда как повышение  $\dot{\varphi}$  более  $1 \text{ с}^{-1}$  вызывает его рост.

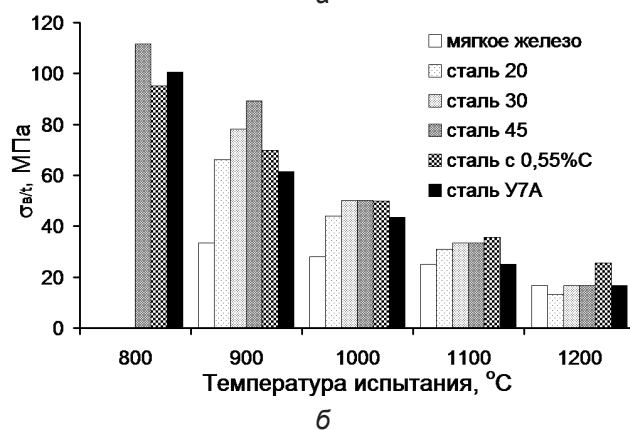
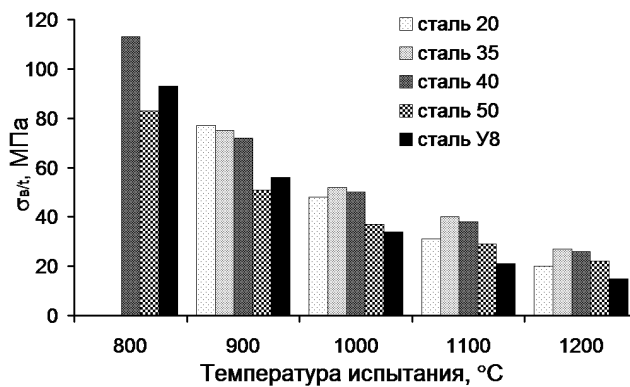


Рис. 1. Временное сопротивление разрыву стали с разным содержанием углерода при повышенных температурах испытаний: а – по данным работы [1]; б – по данным работы [2]

Приведенные в работах [1, 2, 5] значения механических свойств сталей при повышенных температурах получены на образцах после деформационных или термических обработок. Эти значения должны

\*\* В работе участвовали С. П. Пилявская и К. А. Катеринина

быть выше, чем для литого металла [2]. Можно предположить, что различия в механических свойствах средне- и высокоуглеродистой стали в аустенитном состоянии (рис. 1) обусловлены разной исходной структурой используемых образцов, которая повлияла на структуру и свойства аустенита. Если это так, то свойства литой стали и стали после горячей деформации или термической обработки при высоких температурах могут иметь другую зависимость от содержания углерода. На эту зависимость может влиять и схема деформации при испытаниях, так как результаты работы [6] получены при пластометрических исследованиях на сжатие.

**Цель работы** – установить влияние горячей пластической деформации на закономерности изменения механических свойств литой средне- и высокоуглеродистой стали при испытаниях на растяжение.

**Материал и методика исследования.** Испытывали продольные образцы, отобранные на расстоянии 15 и 40 мм от края непрерывнолитой заготовки сечением 125×125 мм из стали марки 80 и 1/2-й радиуса слитка  $\varnothing$  482 мм из стали марки 55. Для предупреждения возможного влияния разных структурных зон непрерывнолитой заготовки и слитка на свойства исследуемых сталей выбранная схема отбора образцов предусматривала их расположение в вероятных зонах направленной кристаллизации. Химический состав исследуемых сталей приведен в табл. 1.

Таблица 1

**Химический состав исследуемых сталей**

Марка стали	Содержание химических элементов, %мас.						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al
80	0,81	0,19	0,30	0,005	0,012	0,23	0,001
55	0,56	0,34	0,69	0,016	0,013	0,09	0,021

Механические испытания с записью диаграмм растяжения с масштабом по оси удлинения 100:1 осуществляли по ГОСТ 9651–84 и ГОСТ 1497–84 на разрывной машине Р–5 при скорости нагружения 3 мм/мин и скорости относительной деформации 0,0017 с<sup>-1</sup>. Использовали пропорциональные цилиндрические образцы с пятикратной начальной расчетной длиной и диаметром рабочей части 6 мм и 5 мм для стали марки 80 и марки 55 соответственно. Определяли значения  $\sigma_{B/t}$ ,  $\sigma_{0,2/t}$ ,  $\psi_t$  и  $\delta_{5/t}$  при температурах (°С): 1100, 800 и 700. Испытывали по 3 образца на точку. В случае большого расхождения значений предела прочности для заданных условий эксперимента испытывали дополнительные образцы. Нижние границы температур нагрева и испытаний выбирали, исходя из значений температур критических точек для сталей с близким к исследуемым химическим составом – марки У8 и марки 55. Температуры критических точек этих сталей при нагреве

и охлаждении, согласно справочным данным [7], равны (°С): для марки У8 –  $A_{c1} = 730$ ,  $A_{c3} = 765$ ,  $A_{r1} = 700$ ; для марки 55 –  $A_{c1} = 725$ ,  $A_{c3} = 765$ ,  $A_{r3} = 750$ ,  $A_{r1} = 690$ .

Закрепленный в удлинительных штангах образец нагревали до заданной температуры в электрической печи сопротивления, размещенной между траверсами разрывной машины. Отклонение температуры по длине расчетной части образца было не более  $\pm 5$  °С. Время выдержки образцов после выхода печи на заданную температуру – 5 минут. Образцы, испытываемые при 800 и 700 °С, для гарантированной аустенитизации предварительно нагревали до 900 °С, а затем подстуживали до температуры испытаний. После разрушения закрепленные в удлинительных штангах образцы охлаждали на воздухе.

Технические диаграммы растяжения перестраивали в условные диаграммы растяжения в координатах  $\sigma$ - $\epsilon$ . При деформации растяжением площадь поперечного сечения образца уменьшается и действительные напряжения превышают условные. Поэтому для анализа поведения стали под нагрузкой необходима перестройка условных диаграмм растяжения в истинные, которая была выполнена для участка условных диаграмм – от начала растяжения до момента локализации деформации (образования шейки), исходя из условия постоянства объема образца. Полученные в координатах  $S$ - $\epsilon$  участки истинных диаграмм растяжения аппроксимировали уравнением Холломоны [8]:  $S = K \cdot (e - e_0)^n$ , где  $S$  – истинное напряжение, МПа;  $e$  – истинная (логарифмическая) деформация;  $e_0$  – поправка на податливость системы оснастки испытательной машины и изменение температуры;  $K$  – коэффициент деформационного упрочнения, МПа;  $n$  – показатель степени деформационного упрочнения. Параметры деформационного упрочнения  $K$  и  $n$  определяли по ISO 10275:2007.

**Результаты исследований и их обсуждение.** Средние значения механических свойств, округленные до целых значений, литой стали марки 80 и марки 55 при повышенных температурах в сравнении со свойствами их близких аналогов, взятых из [1, 2], представлены в табл. 2.

Повышение температуры испытаний от 700 до 1100 °С приводит к снижению прочностных свойств

Таблица 2

**Механические свойства стали при повышенных температурах испытания на растяжения**

Марка стали	Температура испытания, °С	Механические свойства (* / ** / ***)			
		$\sigma_{B/t}$ , МПа	$\sigma_{0,2/t}$ , МПа	$\psi_t$ , %	$\delta_t$ , %
80	1100	18 / 21 / 25	12 / – / –	98 / 100 / –	62 / 80 / 65
	800	61 / 93 / 101	31 / – / –	98 / 100 / –	72 / 58 / 65
	700	105 / 106 / 116	41 / – / –	95 / 91 / –	67 / 58 / –
55	1100	24 / 29 / 36	14 / 8 / –	91 / 100 / –	60 / 41 / 98
	800	82 / 83 / 95	59 / 46 / –	74 / 100 / –	61 / 45 / 42
	700	99 / 117 / 183	77 / 89 / –	83 / 98 / –	68 / 39 / –

\* – данные авторов; \*\* – данные для сталей марок 50 и У8 [1]; \*\*\* – данные для стали с 0,55 % С и марки У7А [2]

литой стали обеих марок и относительно мало влияет на их пластические характеристики. Это согласуется с результатами работ [1, 2, 5], полученными на образцах после предварительной деформационной или термической обработки.

Прочностные характеристики механических свойств при 1100 и 800 °С стали марки 80 меньше, чем стали марки 55. Максимальная разница значений  $\sigma_{в/т}$  наблюдается при температуре испытания 800 °С. Большее временное сопротивление разрыву при 700 °С стали марки 80, чем 55-й в условиях проводимого эксперимента, судя по температурам критических точек, скорее всего, обусловлено возможным частичным превращением аустенита в перлит – для стали марки 80 и феррит – для стали марки 55. При 800 и 1100 °С образцы гарантированно находились в аустенитной области, поэтому их свойства связаны только с особенностями поведения аустенита в стали с разным содержанием углерода. Меньшую прочность для предотвращения образования трещин и меньшее усилие для начала пластического течения высокоуглеродистой стали, чем среднеуглеродистой, необходимо учитывать в расчетах процессов горячей пластической деформации, особенно вблизи температур критических точек  $A_{с3}$ .

Полученные результаты для литой стали коррелируют с данными для стали после деформационной или термической обработки, приведенными на рис. 1. Из этого можно сделать вывод, что явление уменьшения прочности аустенита с увеличением содержания углерода в стали более  $\approx 0,5\%$  – не случайно и мало зависит от ее исходного структурного состояния перед нагревом под горячую пластическую деформацию.

Значения  $\sigma_{в/т}$  для исследованных литых сталей в среднем несколько меньше относительно известных данных (табл. 2), полученных на образцах после горячей деформации или термической обработки. Значения временного сопротивления разрыву литой стали марки 55 и марки 80 при 800–1100 °С могут быть меньше относительно известных значений [1, 2] в среднем на 32 %. Это может быть вызвано отличиями в условиях проведения экспериментов, например, в химическом составе сравниваемых сталей или скоростью деформации, увеличение которой способствует росту предела прочности.

Если разница в значениях  $\sigma_{в/т}$  литой и предварительно обработанной стали все же обусловлена физикой явления, то оно, вероятней всего, связано с существованием разного количества и строения межкристаллитных границ аустенита в литой и предварительно деформированной или термически обработанной стали при заданной температуре испытаний. Разница эта, впрочем, должна исчезать под действием рекристаллизации при повышении температуры нагрева и времени выдержки, приближая строение аустенита предварительно деформированной или термически обработанной стали к ее исходному литому состоянию. Сказанное согласуется с выводами работы [9], в которой показано, что прочность литой стали непосредственно после кристаллизации может быть меньше (до 30 %), чем прочность предва-

рительно охлажденной литой стали и затем нагретой до той же температуры испытаний. При этом снижение прочности в большей степени наблюдается при низких скоростях деформации. Увеличение скорости деформации нивелирует эту разницу, вплоть до ее полного устранения. Причинами этого авторы работы [9] называют особенности пластической деформации стали в объеме и по границам зерен аустенита при разной скорости нагружения образцов. На прочность стали при малых скоростях деформации стали большее влияние оказывает строение границ зерен аустенита. Вывод, который следует из полученных результатов исследований и работы [9], – при выборе технологии и расчетах горячей деформации литой нелегированной стали можно использовать справочные данные испытаний образцов после перекристаллизации, но необходимо помнить о влиянии условий деформации на фактические результаты, которые в промышленных условиях могут отличаться от расчетных.

Условные диаграммы и участки истинных диаграмм растяжения, полученные до локализации деформации, показаны на рис. 2. Результаты аппроксимации этих участков диаграмм растяжения с помощью уравнения Холломоны приведены на рис. 3.

Из полученных данных можно сделать вывод, что интенсивность деформационного упрочнения в аустенитной области стали марки 55 выше, чем стали марки 80. Об этом свидетельствуют значения коэффициентов  $K$  и  $n$ . В соответствии с теорией испытания на одноосное растяжение, сформулированной

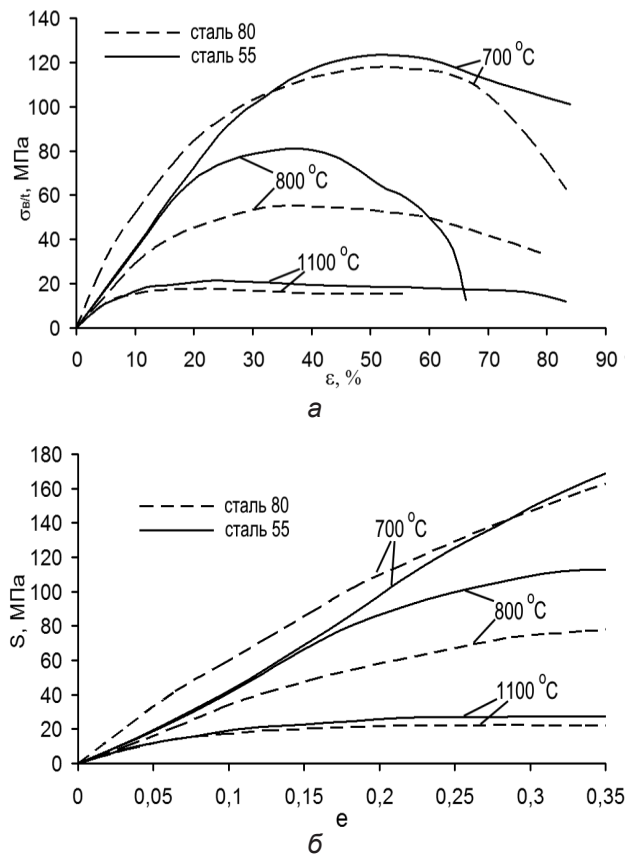
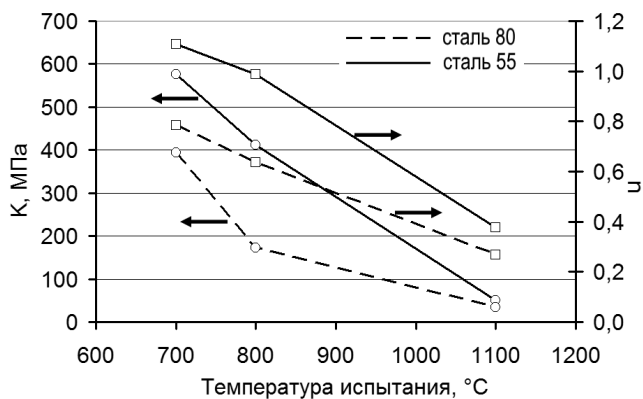


Рис. 2. Условные диаграммы (а) и участки истинных (б) диаграмм растяжения стали марки 55 и марки 80 при повышенных температурах испытаний на растяжение





**Рис. 3.** Зависимость параметров деформационного упрочнения  $K$  и  $n$  аппроксимирующего уравнения Холломона от температуры испытаний на растяжение стали марки 55 и марки 80

Хартом, показатель степени деформационного упрочнения  $n$  характеризует устойчивость деформации при растяжении и численно равен величине равномерного удлинения. Поэтому, наблюдаемое увеличение значений коэффициента  $n$  при понижении температуры испытаний обеих марок стали и его большая величина для стали марки 55 свидетельствуют о большей способности металла в этих случаях к равномерному формоизменению в процессе деформации. Сказанное подтверждается внешним видом условных диаграмм растяжения (рис. 2, а). Таким образом, склонность стали к локализации горячей пластической деформации, обусловленной строением и составом аустенита, при повышении температуры деформации и содержания углерода увеличивается.

Пластические характеристики стали марки 80 несколько выше, чем стали марки 55. В общем, с учетом колебаний полученных и имеющихся в работах [1, 2] значений  $\psi_t$  и  $\delta_t$ , можно сказать, что пластичность образцов литой стали при исследованных температурах испытаний близка к пластичности образцов предварительно деформированной или термически обработанной стали. Интересно отметить, что для исследованных сталей с понижением температуры испытаний наблюдается обратно пропорциональная зависимость изменения отношения предела прочности к пределу текучести, характеризующего запас пластичности при заданной температуре. Чем больше  $\sigma_B / \sigma_{0,2}$ , тем больше пластичность. Отношения  $\sigma_{B/t} / \sigma_{0,2/t}$  при температурах 1100, 800 и 700 °C составили: 1,5; 2,0; 2,6 – для стали марки 80 и 1,7; 1,4; 1,3 – для стали марки 55. Из этого следует, что аустенит стали марки 80 при охлаждении до температуры начала превращений более пластичен, чем аустенит стали марки 55. С понижением температуры горячей деформации пластичность, определяемая по показателю  $\sigma_{B/t} / \sigma_{0,2/t}$ , стали марки 80 увеличивается, а стали марки 55 – уменьшается. Об этом свидетельствуют также большие значения  $\psi_t$  и  $\delta_{5t}$  для стали марки 80, чем для стали марки 55.

Результаты выполненных исследований позволяют сделать такой вывод. Большая прочность среднеуглеродистой стали относительно высокоуглеродистой при температурах аустенитной области – закономер-

ное явление. Влияние исходной микроструктуры образцов перед испытаниями на эту зависимость, вероятней всего, можно исключить. О справедливости сказанного свидетельствует то, что результаты настоящей работы согласуются с известными данными, хотя получены на образцах непрерывнолитой заготовки из стали марки 80 и слитка из стали марки 55, отличающихся способом производства и условиями кристаллизации. Объяснение этому явлению следует искать в особенностях влияния содержания углерода в стали на свойства объемов и границ зерен аустенита при высокотемпературной деформации.

Прямыми экспериментальными исследованиями методом высокотемпературной металлографии [10] показано, что разрушение стали марки 20 в процессе растяжения при температуре 950 °C происходит по границам зерен аустенита, которые обнаруживают вязкое течение – зернограничное проскальзывание [11] без искажений объемов самих зерен. Перемещение и поворот отдельных зерен аустенита наблюдали и при высокотемпературном растяжении стали марки 45 [10]. Внутри самих зерен образуются линии скольжения и двойники, свидетельствуя об интенсивной пластической деформации аустенита и внутри зерен.

Свойства металлов и сплавов при одинаковых условиях высокотемпературного нагружения зависят от строения границ зерен, вызывающих зернограничное проскальзывание, а также от свойств самих металлов или их твердых растворов в объеме зерен, определяющих внутризеренное скольжение дислокаций [11, 12]. При этом внутризеренное скольжение связано с зернограничным проскальзыванием. Дислокации, обуславливающие внутризеренную деформацию, попадают в границы зерен, уменьшая степень их кристаллогеометрического совершенства и увеличивая угол разориентировки [11]. Из этого следует, что способность к внутризеренному скольжению дислокаций будет влиять на степень наполнения ими границ зерен металлов, определяя их свойства. В металлических сплавах атомы примесных или легирующих элементов, растворенные в металле-основе, затрудняют скольжение дислокаций [12]. Поэтому с повышением содержания углерода в стали скольжение дислокаций в объеме зерен аустенита будет затруднено. Следовательно, содержание дислокаций в границах зерен аустенита с меньшим содержанием углерода должно быть больше, чем в границах зерен аустенита с большим содержанием углерода. Это способствует увеличению зернограничной прочности аустенита стали марки 55 по сравнению со сталью марки 80. Может быть, именно однородность строения границ зерен аустенита определяет способность стали к локализации горячей пластической деформации, влияя на ход кривых диаграмм растяжения и показатель степени деформационного упрочнения  $n$  (рис. 2, 3).

Важным фактором, влияющим на свойства границ зерен металлических сплавов, является содержание в них примесных или легирующих элементов, которые блокируют подвижность зернограничных дислокаций и снижают скорость зернограничного проскальзывания [11]. За счет этого прочность границ зерен

аустенита стали марки 80 должна быть больше, чем стали марки 55. Но, вероятно, фактор упрочнения границ зерен дислокациями в стали марки 55 оказывает большее влияние, чем упрочнение границ зерен углеродом в стали марки 80. При этом в стали марки 55 подвижность зернограницных дислокаций и зернограницное проскальзывание будут интенсивней, относительно стали марки 80, обеспечивая первой высокую пластичность при сохранении прочности.

Облегченная способность к внутризеренной деформации и фрагментации менее углеродистого аустенита способствует формированию в нем более развитой дислокационной субструктуры при динамическом возврате и динамической рекристаллизации. В результате этого горячая пластическая деформация стали марки 55 должна приводить к формированию более мелкого зерна аустенита, чем в стали марки 80. Поэтому, согласно уравнению Холла-Петча, предел текучести стали марки 55 в аустенитной области больше (табл. 2). Вероятно это же способствует и большому деформационному упрочнению аустенита стали марки 55, чем стали марки 80. Понижение температуры горячей пластической деформации уменьшает роль зернограницного проскальзывания.

Таким образом, природа понижения прочности аустенита при увеличении в стали содержания углерода, вероятней всего, заключается в уменьшении количества подвижных зернограницных дислокаций и затруднении измельчения его зерна при горячей деформации.

В заключение следует сказать, что важными специфическими факторами для литой стали, влияющими на зернограницное проскальзывание и внутризеренное скольжение дислокаций при горячей пластической деформации, являются ликвация и особенности образования первичного зерна аустенита, обусловленные механизмом и условиями кристаллизации.

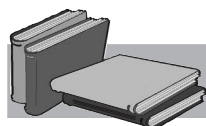
Дендритная и осевая ликвация приводят к неодинаковому распределению углерода и других химических элементов в микро- и макрообъемах литой стали, вызывая неоднородность их реологических свойств, например, прочности, сопротивления горячей пластической деформации и интенсивности упрочнения. Крайне негативное следствие этого – образование горячих трещин. В общем случае особенности концентрационно-структурного состояния литой стали определяют равномерность образования зеренной структуры и свойства аустенита, а в последующем – равномерность, тип и морфологию конечной микроструктуры стали, обуславливая ее механические свойства на всех этапах производства металлопродукции.

## Выводы

В расчетах процессов горячей пластической деформации литой стали можно использовать данные механических свойств образцов такого же или близкого к имеющемуся химическому составу стали после деформационной или термической обработки.

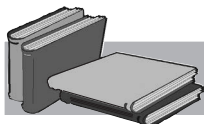
Прочность литой стали марки 55 при температуре 800–1100 °С в среднем на ~35 % больше, чем прочность литой стали марки 80. Большая прочность среднеуглеродистой стали относительно высокоуглеродистой при температурах аустенитной области – закономерное явление, которое связано с влиянием углерода на особенности зернограницного проскальзывания и внутризеренного скольжения дислокаций при горячей пластической деформации.

Авторы признательны д.т.н. Левченко Г. В. и д.т.н. Воробью С. А. за критические замечания и обсуждение результатов работы.



## ЛИТЕРАТУРА

1. Семенов Е. И. Ковка и штамповка / Е. И. Семенов и др. // Справочник. В 4-х т. Т. 1. Материалы и нагрев. Оборудование. Ковка. – М.: Машиностроение, 1985. – 568 с.
2. Третьяков А. В., Трофимов Г. К., Зюзин В. И. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением. – М.: Металлургия, 1964. – 224 с.
3. Синельников В. А. Технологические концепции создания энергосберегающих совмещенных процессов на переделе сталь – прокат // Сталь. – 1999. – № 6. – С. 75–78.
4. Гуляев А. П. Металловедение. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
5. Зайков М. А. Прочность углеродистых сталей при высоких температурах // Журнал технической физики. – 1949. – Т. XIX. – Вып. 6. – С. 684–695.
6. Хензель А., Шпиттель Т. Расчет энергосиловых параметров в процессах обработки металлов давлением. – М.: Металлургия, 1982. – 360 с.
7. Марочник сталей и сплавов. / В. Г. Сорокин, А. В. Волосникова, С. А. Вяткин и др. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
8. Штремель М. А. Прочность сплавов. Ч II. Деформация. – М.: МИСИС, 1997. – 527 с.
9. Броеман М. Я., Царев А. В., Гензелев С. М. Исследование деформации литой стали при высоких температурах // Металлы. – 1998. – № 2. – С. 34–37.
10. Лозинский М. Г. Высокотемпературная металлография. – М.: МАШГИЗ, 1956. – 312 с.
11. Кайбышев О. А. Границы зерен и свойства металлов. – М.: Металлургия, 1987. – 544 с.
12. Хоникомб Р. В. Влияние температуры и легирующих элементов на деформацию металлических монокристаллов // Успехи физики металлов. Т. 9. – М.: Металлургия, 1964. – 54 с.



## REFERENCES

1. *Semenov E. I. et al. (1985). Kovka i shtampovka. Spravochnik. V 4-kh t. T. 1. Materialy i nagrev. Oborudovanie. Kovka [Forging and stamping. Reference book. In 4 vol. Vol. 1. Materials and heating. Equipment. Forging]. Moscow: Mashinostroenie, 568 p. [in Russian].*
2. *Tret'iakov A. V., Trofimov G. K., Ziuzin V. I. (1964). Mekhanicheskie svoystva metallov i splavov pri obrabotke davleniem [The mechanical properties of metals and alloys in pressure treatment]. Moscow: Metallurgiya, 224 p. [in Russian].*
3. *Sinel'nikov V. A. (1999). Tekhnologicheskii kontseptsii sozdaniia energosberegaiushchikh sovmeshchennykh protsessov na peredele stal'-prokat [The technological concepts for the creation of energy-saving combined processes at the steel-rolling division]. Steel, no. 6, pp. 75–78 [in Russian].*
4. *Guliaev A. P. (1986). Metallovedenie [Metal science]. Moscow: Metallurgiya, 544 p. [in Russian].*
5. *Zaikov M. A. (1949). Prochnost' uglerodistykh staley pri vysokikh temperaturakh [The strength of carbon steels at high temperatures]. Journal of Technical Physics, vol. XIX, no. 6, pp. 684–695 [in Russian].*
6. *Hensel A., Spittel T. (1982). Raschet energosilovykh parametrov v protsessakh obrabotki metallov davleniem [Calculation of energy-force parameters in the processes of metal working with pressure]. Moscow: Metallurgiya, 360 p. [in Russian].*
7. *Sorokin V. G., Volosnikova A. V., Viatkin S. A. et al. (1989). Marochnik staley i splavov [Handbook of steels and alloys]. Moscow: Mashinostroenie, 640 p. [in Russian].*
8. *Shtremel' M. A. (1997). Prochnost' splavov. Chast' II. Deformatsiia [Strength of alloys. Vol. II. Deformation]. Moscow: MISIS, 527 p. [in Russian].*
9. *Brovman M. Ya., Tsarev A. V., Genzelev S. M. (1998). Issledovanie deformatsii litoi stali pri vysokikh temperaturakh [Investigation of the deformation of cast steel at high temperatures]. Metally, no. 2, pp. 34–37 [in Russian].*
10. *Lozinsky M. G. (1956). Vysokotemperaturnaia metallografiia [High-temperature metallography]. Moscow: MASHGIZ, 312 p. [in Russian].*
11. *Kaibyshev O. A. (1987). Granitsy zeren i svoystva metallov [The grain boundaries and the properties of metals]. Moscow: Metallurgiya, 544 p. [in Russian].*
12. *Khonikomb R. V. (1964). Vliianie temperatury i legiruiushchikh elementov na deformatsiu metallicheskhkh monokristallov [The influence of temperature and alloying elements on the deformation of nonmetallic single crystals]. Uspekhi fiziki metallov, vol. 9, Moscow: Metallurgiya, 54 p. [in Russian].*

### Анотація

*Борисенко А. Ю., Амбражей М. Ю., Малиш О. Д.*

Механічні властивості литої середньо- та високовуглецевої сталі після випробувань на розтягування при підвищених температурах

*Визначено механічні властивості литої сталі з 0,56 і 0,81 % вуглецю при температурах 700, 800 і 1100 °С. Встановлено, що міцність та деформаційне зміцнення литої середньовуглецевої сталі в аустенітній ділянці вище, ніж високовуглецевої. При розрахунках енергосилових параметрів гарячої деформації литої сталі можна використовувати дані механічних властивостей зразків такого ж або близького до наявного хімічного складу сталі після деформаційної або термічної обробки.*

### Ключові слова

*Сталь, кристалізація, гаряча пластична деформація, механічні властивості.*

### Summary

*Borisenko A., Ambrazhey M., Malysh A.*

Mechanical properties of medium- and high-carbon cast steel after tensile testing at increased temperatures

*Mechanical properties of cast steel containing 0.56 and 0.81 % carbon at temperatures of 700, 800 and 1100 °C have been determined. It was established that the strength and strain hardening of cast mild steel in the austenitic region is higher than that of high-carbon steel. When calculating energy-force parameters of hot deformation of cast steel, it is possible to use mechanical properties data of samples of the same or similar steel chemical composition after deformation or heat treatment.*

### Keywords

*Steel, crystallization, hot plastic deformation, mechanical properties.*

Поступила 01.07.17