

PACS numbers: 61.66.Dk, 61.72.Ff, 61.72.Mm, 62.20.fk, 81.30.-t, 81.40.Ef, 81.40.Lm

Особенности формирования скоростной термической обработкой микроструктуры и механических свойств горячекатаных низкоуглеродистых сталей прокатного сортамента

Р. В. Телевич, Ю. А. Гарасим, Н. А. Бондаревская

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. Академика Вернадского, 36,
03142 Киев, Украина*

Работа посвящена изучению особенностей формирования структуры и механических свойств горячекатаных низкоуглеродистых сталей Fe–Mn–C после их скоростной термообработки. Показано, что быстрый нагрев до относительно высоких температур позволяет сформировать в сталях мелкозернистую структуру аустенита, отличающуюся высокой размерной однородностью зёрен, за счёт сдерживания процесса их интенсивного роста. По сравнению с горячекатаным состоянием скоростная нормализация приводит к значительному повышению ударной вязкости сталей и понижению температуры хладноломкости во всех направлениях проката. В плоскости прокатки величина работы разрушения максимальна и практически не зависит от температуры испытаний вплоть до температуры хладноломкости. Представлена оценка роли отдельных структурных факторов в формировании пространственной анизотропии показателей вязкости термообработанных сталей.

Ключевые слова: прокат, деформация, Fe–Mn–C-стали, аустенит, феррит, перлит, ударная вязкость, слоистость, анизотропия.

Робота стосується вивчення особливостей формування структури та ме-

Corresponding author: Julian Andriyovych Garasym
E-mail: garasym@imp.kiev.ua

*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Citation: R. V. Teliovich, J. A. Garasym, and N. O. Bondarevska, Features of Formation by Rapid Heat Treatment of a Microstructure and Mechanical Properties of Hot-Rolled Low-Carbon Steels of a Rolled Products Range, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 40, No. 7: 877–907 (2018) (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.40.07.0877.

ханічних властивостей гарячевальцьованих низьковуглецевих сталей Fe–Mn–C після їх швидкісного термооброблення. Показано, що швидкий нагрів до високих температур уможлиблює сформувати у сталях дрібнозернисту структуру аустеніту, яка вирізняється високою розмірною однорідністю зерен, за рахунок стримування процесу їхнього інтенсивного росту. У порівнянні з гарячевальцьованим станом швидкісна нормалізація приводить до значного підвищення ударної в'язкості сталей і пониження температури холодноламкості у всіх напрямках прокату. У площині вальцювання величина роботи руйнування є максимальною та практично не залежить від температури випробувань аж до температури холодноламкості. Представлено оцінку ролі окремих структурних чинників у формуванні просторової анізотропії показників в'язкості термооброблених сталей.

Ключові слова: прокат, деформація, Fe–Mn–C-сталі, аустеніт, ферит, перліт, ударна в'язкість, шаруватість, анізотропія.

The work is devoted to the study of the structural features and mechanical properties of the hot-rolled low-carbon Fe–Mn–C steels after rapid heat treatment. As shown, the rapid heating to relatively high temperatures makes it possible to form a fine-grained austenite structure in steels, which is characterized by high dimensional homogeneity of the grains, due to the suppression of the process of their intensive growth. In comparison with the hot-rolled state, the high-speed normalization leads to a significant increase in the toughness of steels and a reduction in the cold-brittle temperature in all directions of the rolled product. In the rolling plane, the amount of fracture work is maximal and practically independent on the test temperature up to the cold-brittle temperature. The evaluation of the role of individual structural factors in the formation of spatial anisotropy of the viscosity index of heat-treated steels is presented.

Key words: rolling, deformation, Fe–Mn–C steel, austenite, ferrite, perlite, toughness, stratification, anisotropy.

(Получено 28 марта 2018 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время проблема качества листового проката из малоуглеродистых низколегированных Fe–Mn–C-сталей во многих случаях решается путём оптимизации температурных режимов контролируемой прокатки и специального их легирования элементами Ti, Nb, V, Mo, способных образовывать высокодисперсные трудно растворимые карбиды [1–4]. Производство по этой технологии определённого вида сортамента стального проката со сложным профилем связано с некоторыми технологическими трудностями.

Существует технологическое направление под названием «упрочняющая термомеханическая обработка», сочетающая операции

прокатки и закалки непосредственно после обработки стали давлением с последующим отпуском или самоотпуском [5–7]. Для нелегированных сталей с содержанием углерода на уровне 0,2–0,24% это направление повышения качества проката оказалось достаточно успешным.

Технологические и технико-экономические достоинства дополнительной термической обработки конструкционных сталей с использованием методов быстрого электронагрева общеизвестны [8, 9]. В большинстве случаев её конечной целью является формирование однородной микроструктуры с высокой степенью дисперсности ферритоцементитной смеси. Эффективность этого направления особенно высока в тех случаях, когда исходная перед термообработкой микроструктура стальных изделий более-менее однородна. Если это требование не соблюдается, то вопрос формирования необходимой конечной микроструктуры и достижения высоких показателей механических свойств недостаточно ясен. Примером этому может служить слоистая микроструктура сталей, прошедших высокотемпературную прокатку с большими степенями обжатия.

2. СОСТОЯНИЕ ПРОБЛЕМЫ

Прокат из малоуглеродистых низколегированных Fe–Mn–C-сталей с содержанием углерода в пределах 0,12–0,14%, производимый по традиционной технологии интенсивной высокотемпературной деформации аустенита с завершением её немного ниже температуры рекристаллизации и последующего естественного охлаждения, не отличается высоким качеством, в основном из-за недостаточного запаса вязкости. Кроме того, характерным его недостатком является пространственная анизотропия ударной вязкости, как следствие последеформационного состояния структуры аустенита при последующем его охлаждении. Особенности этой структуры, несмотря на многочисленные исследования, остаются предметом дискуссий.

Проблему улучшения качества горячекатаного проката можно решать путём применения дополнительной термической обработки с использованием метода прямого электронагрева, преимущества которого перед традиционной печной обработкой подтверждены на практике при термоупрочнении конструкционных сталей [9]. Особенно они проявляются при термической обработке длинномерного профильного проката постоянного сечения [10, 11]. Широкое использование методов быстрого нагрева для объёмного термоупрочнения малоуглеродистых сталей, прошедших высокотемпературную прокатку, может оказаться недостаточно эффективным без понимания особенностей влияния скорости нагрева и температуры аустенизации на формирование при последующем охлаждении ферритоперлитной структуры. Такие сведения необходимы также и

для усовершенствования технологии электросварки сталей данного класса, с целью избежать формирования в околошовной зоне сварного соединения микроструктур, ухудшающих его механические свойства.

Давно известно [3, 12], что размер зёрен феррита нормализованных малоуглеродистых сталей, определяющий уровень пластических свойств и, в особенности, сопротивление хрупкому разрушению, контролируется в целом величиной сформированных перед нормализацией зёрен недеформированного аустенита и температурно-временными условиями последующего его распада при охлаждении. Чем мельче зерно аустенита и значительнее его переохлаждение, тем меньший размер зёрен феррита. Следует, однако, отметить, что крупное по размеру зерно аустенита может в скрытой форме оказывать отрицательное влияние на свойства стали, несмотря на образовавшееся из него достаточно мелкое зерно феррита. Обычно это имеет место после аустенизации в условиях относительно медленного нагрева до температур, заметно выше A_{c3} .

Многочисленными исследованиями установлено, что размер начального аустенитного зерна зависит от скорости нагрева, дисперсности ферритоцементитной смеси и плотности дислокаций на момент начала превращения этой смеси в аустенит [8]. В отдельности степень влияния этих факторов не всегда удаётся установить, однако с определённой долей уверенности можно утверждать, что чем дисперснее кристаллы цементита и феррита при однородном их распределении, тем меньшим при данной скорости нагрева будет средний размер аустенитного зерна. Это подтверждается исследованиями процесса скоростной аустенизации углеродистых сталей со структурами различной степени отпуска [8]. Если не принимать во внимание проявление в отдельных случаях эффекта структурной наследственности [13], то увеличение количества потенциальных мест зарождения аустенита, какими являются границы раздела феррита и цементита, становится решающим, а повышение скорости нагрева лишь увеличивает степень реализации таких мест. Например, авторами [14] установлено, что эффективным средством измельчения зёрненной структуры аустенита при нагреве сталей с исходной ферритоперлитной структурой является диспергирование её фазовых составляющих, поскольку способствует увеличению удельной поверхности границ раздела между ними как потенциальных мест зарождения аустенитной фазы. Необходимо отметить, следуя [15], что возникновение участков аустенита может происходить и в местах расположения доэвтектоидного феррита, достаточно удалённых от карбидной фазы, например, на границах с повышенным содержанием углерода — в местах приграничных сегрегаций. Однако скорость роста таких зародышей аустенита может быть слишком мала по сравнению с таковой для зародышей вблизи кри-

сталлов цементита. Формирование однородной зёрненной структуры аустенита может усложняться в случае неоднородного распределения в структуре стали частиц карбидов, например, расположением их в пределах перлитных колоний, которые, в свою очередь, могут также неравномерно распределяться по всему объёму. Именно такая структура характерна для целого класса малоуглеродистых сталей, используемых в прокатном производстве, когда после интенсивной высокотемпературной деформации аустенита возможно при последующем охлаждении формирование неоднородных структур слоистого типа. Систематические исследования этой ситуации не проводились, и нет никаких гарантий того, что увеличение скорости нагрева будет всегда сопровождаться уменьшением среднего размера начального зерна аустенита при высокой степени однородности статистического распределения размеров. Так, в [16] сообщалось, что увеличение скорости нагрева среднеуглеродистой легированной стали более, чем в 300 раз (от 3 до 1000 К·с⁻¹), не вызывает существенного измельчения начального зерна аустенита. Возможной причиной этого, по мнению авторов [16], является смещение в область более высоких температур процесса превращения структурно-свободного феррита в аустенит при одновременном очень быстром росте ранее возникших из перлита зёрен аустенита.

Цель настоящей работы — изучить возможности улучшения зёрненной структуры горячекатаных малоуглеродистых Fe–Mn–C-сталей путём изменения параметров последующего интенсивного термического влияния — скорости и температуры нагрева, скорости охлаждения и температуры распада аустенита. Исследования предполагалось осуществить на сталях, прокатанных с большой степенью суммарной деформации ($\epsilon \sim 1$) и температурой её завершения немного ниже температуры рекристаллизации аустенита ($T_{\text{рекр.}} \cong 900^\circ\text{C}$). Для достижения поставленной цели решались следующие две основные металловедческие задачи. На первом этапе необходимо было исследовать влияние повышенных скоростей нагрева и температуры на формирование зёрненной структуры аустенита; на втором — изучить особенности формирования феррито-перлитной структуры после нормализации с различными скоростями охлаждения аустенита, структура которого сформирована в условиях относительно быстрого нагрева.

3. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследовали конструкционные низкоуглеродистые Fe–Mn–C-стали промышленной выплавки, применяемые в прокатном производстве. Их химический состав приведён в табл. 1. Стали № 2, № 3 по химическому составу отличаются от стали № 1, в основном, количеством добавок легирующих элементов Nb, V, Mo и Ti, что позволяло

ТАБЛИЦА 1. Химический состав сталей.

TABLE 1. Chemical composition of steels.

№ п/п	Марка стали	Химический состав, % масс.													
		C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	Ti	Nb	V	N ₂
1	09Г2	0,13	1,27	0,29	0,022	0,022	0,03	0,02	0,04	0,003	0,027	0,019	0,006	0,007	≤0,008
2	15Г2АФ	0,14	1,55	0,36	0,010	0,015	0,02	0,03	0,08	–	0,048	0,03	–	0,058	0,014
3	15ГБ	0,15	1,64	0,31	0,014	0,02	0,17	0,16	0,08	0,035	0,21	0,010	0,029	–	0,008

оценить их дополнительное влияние на возможные структурные изменения. Для исследований использовали изделия несимметричных полособульбовых профилей № 18 с известными технологическими параметрами горячей деформации. Температура начала прокатки профилей из заготовок сечением 170×170 мм была в пределах 1150–1200°C, температура конца прокатки $\cong 860^\circ\text{C}$, количество раскатов 25–27. В плоской части профилей суммарная степень деформации составила $\varepsilon \approx 1$. Изготовление передельных заготовок, а также их нагрев в методической печи прокатного стана производили согласно требованиям технологических условий, что сводило к минимуму проявление ликвационной неоднородности литого металла. Средняя скорость охлаждения готового профиля в субкритическом интервале температур составляла $\cong 10$ град/мин. Сформированная в этих условиях ферритоперлитная структура являлась базовой для дальнейших исследований.

Заготовки (штанги) размером 15×15×1500 мм³ вырезали из плоской части полособульбовых профилей вдоль направления прокатки (НП) (рис. 1). Термическая обработка штанг включала электроконтактный нагрев со скоростями в диапазоне 2–30 К·с⁻¹ до температур в интервале Ас₃–1100°C и последующее охлаждение (нормализа-

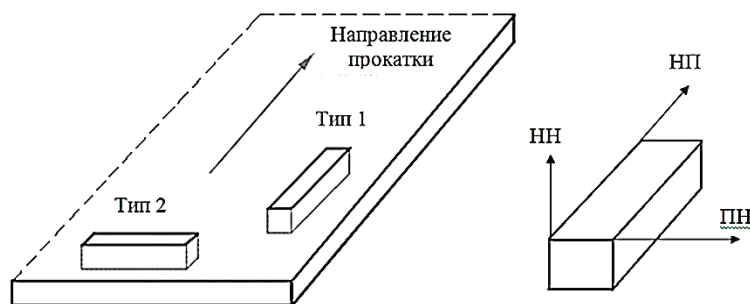


Рис. 1. Схема вырезки заготовок (штанг) для термической обработки.

Fig. 1. Scheme of cutting out of blanks (rods) for heat treatment.

цию) с регламентированной средней скоростью, либо закалку в воду. Для более детальных структурных исследований использовались также образцы меньшего размера. На рисунке 2 представлена в общем виде температурно-временная схема проведения экспериментов. Предполагается, что изменения в структуре сталей после скоростной термообработки штанг будут адекватно отображать структурные изменения в термообработанном по тем же режимам профильном прокате.

В соответствии с поставленными задачами выполняли такие исследования.

1. Изучение микроструктуры сталей в исходном последеформационном состоянии — оптическая (Neophot-32) и просвечивающая электронная микроскопия (JOEL 2003).

2. Определение положения температурного интервала $\alpha + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \gamma$ -превращения (A_{c1} – A_{c3}) в зависимости от скорости нагрева — скоростная дилатометрия [8].

3. Определение зависимости среднего размера аустенитного зерна от скорости и температуры нагрева — оптическая микроскопия и высокотемпературная экспресс рентгенография [17].

4. Изучение морфологических характеристик ферритоперлитной структуры после скоростной аустенизации и последующего охлаждения с различными скоростями — просвечивающая электронная микроскопия, оптическая микроскопия и морфологический анализ зёрненной структуры с помощью программного продукта Image-Pro Plus. В качестве характеристики зёрненной структуры аустенита и доэвтектоидного феррита был выбран средний диаметр сечения

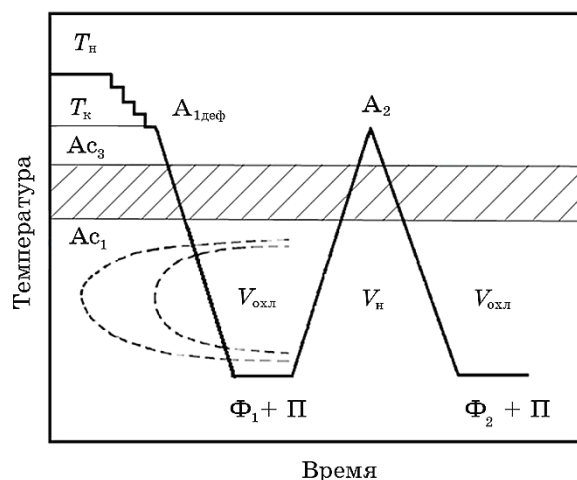


Рис. 2. Температурно-временная схема термической обработки сталей.

Fig. 2. Temperature–time scheme of heat treatment of steels.

зерна D (мкм), который определяли, используя соотношение:

$$D_i = (4S/\pi)^{1/2},$$

где S — площадь сечения зерна.

Металлографические исследования структур выполняли на плоскостях шлифов, различно ориентированных по отношению к плоскости и направлению прокатки.

Испытания для определения ударной вязкости нормализованных сталей на стандартных образцах с концентратором Шарпи при остром надрезе в интервале температур $+20$ – -100°C .

4. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Исходное состояние. На рисунке 3 представлены в 3D-изображении микроструктуры сталей № 1 и № 3 на поверхностях шлифов образцов, параллельных плоскостям прокатки и перпендикулярным к ней. Структуры представляют собой ферритоперлитную смесь с характерным для горячекатаного состояния неоднородным распределением структурных составляющих по толщине листа. В плоскостях шлифов, перпендикулярных плоскости прокатки, наблюдается чётко выраженная тенденция к образованию строчечной (слоистой) структуры с регулярным чередованием рядов зёрен феррита и перлита. Вероятней всего, в объёме стали имеет место формирование образований перлитных зёрен в виде плоских слоёв. Средний диаметр сечения зёрен доэвтектоидного феррита в плоскости шлифа, параллельной плоскости прокатки, и в продольной плоскости, перпендикулярной к ней, примерно одинаков (табл. 2). Вместе с



Рис. 3. Микроструктура стали № 1 (а) и № 3 (б) в исходном состоянии — после горячей прокатки.

Fig. 3. The microstructure of steel No. 1 (a) and No. 3 (b) in the initial state—after hot rolling.

ТАБЛИЦА 2. Характеристики микроструктуры сталей в исходном состоянии.

TABLE 2. Characteristics of the microstructure of steels in the initial state.

№ п/п	Марка стали	Плоскость	Феррит		Перлит		Неметаллические включения	
			Средний диаметр сечения зерна, мкм	Средняя площадь сечения зерна, мкм ²	Толщина карбидных пластин, Å	Толщина ферритной прослойки, Å	Средний размер, мкм	Объёмное содержание, %
1	09Г2	1	9,5	107	212	1060	2,23	1,3
		2	11,5	166				
		3	10,0	123				
2	15Г2АФ	1	7,31	73	213	870	2,54	1,3
		2	6,81	59,4				
		3	8,81	101,1				
3	15ГБ	1	9,2	107	193	935	1,9	0,74
		2	9,5	110				
		3	9,07	96				

1, 2, 3 — соответственно, в плоскостях НП, НН и ПН.

1, 2, 3—in the planes of RD, NRP, and TD, respectively.

тем, исследуемые стали характеризуются разной дисперсностью зёрен доэвтектоидного феррита. Наибольший средний диаметр его зёрен (9,5–11 мкм) наблюдается в стали № 1. В легированных добавками V и Nb сталях № 2, № 3 он меньше и составляет ≈ 7 –9 мкм. Результаты электронно-микроскопических исследований свидетельствуют о размерной близости элементов внутреннего строения перлита исследуемых сталей — толщин карбидных пластин и ферритных прослоек (см. табл. 2). Плотность дислокаций в ферритных зёрнах колеблется в диапазоне 10^9 – $5 \cdot 10^{10}$ см⁻². Хорошо развитая ячеистая структура наблюдается в ферритных зёрнах чаще всего вблизи перлитных колоний. По количеству неметаллических включений на единицу поверхности стали № 1, № 2, № 3 располагаются в последовательности 0,12, 0,008 и 0,09 частиц/мкм² соответственно. По химическому составу приблизительно 50% составляют частицы сульфидов марганца, до 40% — частицы сульфидов и оксисульфидов железа, а около 10% — частицы сульфидов кальция. В плоскостях макрошлифов, перпендикулярных плоскости прокатки, не обнаружено заметных признаков ликвационной неоднородности, а также существенных отклонений формы частиц от равноосной. Зондовый химический анализ содержания марганца и серы не обнаружил какого-либо заметного отклонения в распределении этих элементов от среднего.

ТАБЛИЦА 3. Механические свойства сталей после горячей прокатки.**TABLE 3.** Mechanical properties of steels after hot rolling.

Марка стали	$\sigma_{0,2}^*$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCV* при T [°C], Дж/см ²			
					+20	0	-20	-40
№ 1	350,0	500,0	29,0	73,0	160,0/120,0	65,0	20,0	—
№ 2	480,0	630,0	24,0	70,0	110,0/90,0	55,0	25,0	—
№ 3	470,0	620,0	25,0	66,0	50,0/45,0	48,0	25,0	—

* — продольные образцы; в «числителе» направление концентратора ПН, в «знаменателе» — НН.

*—longitudinal specimens; a ‘numerator’ presents the direction of the concentrator TD, a ‘denominator’—NRP.

В таблице 3 представлены механические свойства горячекатаных сталей. Видно, что при удовлетворительном уровне характеристик прочности им присущ недостаточный запас вязкости — температура хладноломкости T_x находится всего лишь в пределах (-10°C – -20°C). При этом величина работы разрушения при комнатной температуре невелика и зависит от ориентации концентратора Шарпи. В случае нанесения концентратора в направлении ПН продольных образцов (см. рис. 1) она заметно выше, чем при ориентации в направлении НН. Например, для стали № 1 работа разрушения составляет $160 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$ по сравнению со $120 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$ в направлении

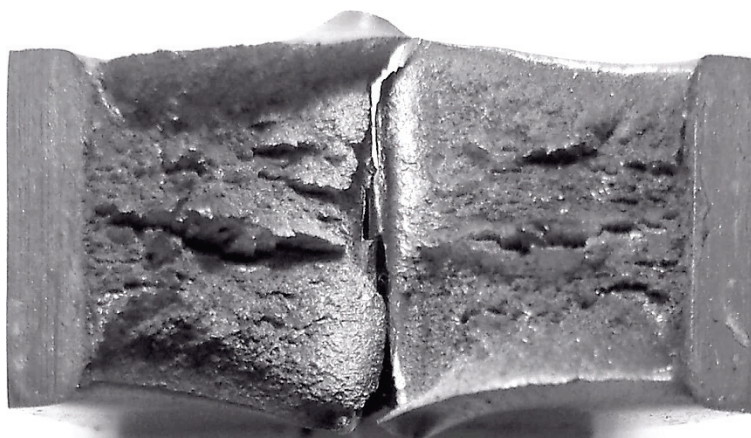


Рис. 4. Фрактограмма изломов стали № 2 (температура испытаний $T_{\text{исп.}} = +20^\circ\text{C}$) в исходном состоянии.

Fig. 4. Fractograph of fracture steel No. 2 (temperature test $T_{\text{isp}} = +20^\circ\text{C}$) in the initial state.

НН.

На изломах продольных образцов с надрезами, перпендикулярными к плоскости прокатки (НН), наблюдаются так называемые расщепления, возникшие в процессе ударных испытаний при температурах вязкого разрушения (рис. 4). Расщепления располагаются параллельно плоскости прокатки и являются косвенным доказательством слабой когезии слоёв, параллельных плоскости прокатки. Отсутствие расщеплений на поверхности образцов, испытанных при температурах, ниже температуры хладноломкости, может свидетельствовать об их деформационном происхождении. Следует отметить, что зависимость величины работы разрушения от положения концентратора и наличие расщеплений наблюдаются также в малоуглеродистых легированных сталях после деформации прокаткой с большими суммарными обжатиями в интервале температур 1000–850°C, в структуре которых отсутствует перлит [18].

Особенности формирования зёрненной структуры аустенита. На рисунке 5 показано изменение в температурной области образования аустенита относительной длины образцов вдоль направления прокатки горячекатаной стали № 1 при непрерывном нагреве со скоростями 100 и 1000 К·с⁻¹ (кривые 2 и 3). На этом же рисунке для сравнения представлена дилатометрическая кривая (1) данной стали после её нормализации от 950°C с исходным однородным распределением в объёме участков феррита и перлита. Сравнительный ана-

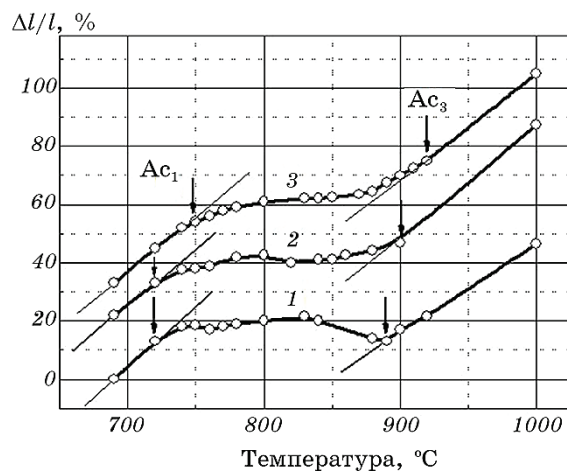


Рис. 5. Участки дилатометрических кривых нагрева предварительно нормализованной (1) и горячедеформированной (2, 3) стали № 1: 1 и 2 — скорость нагрева 100 К·с⁻¹, 3 — 1000 К·с⁻¹ соответственно.

Fig. 5. Areas of dilatometric heating curves normalized (1) and hot-deformed (2, 3) steel No. 1: 1 and 2—heating rate 100 K·s⁻¹, 3—1000 K·s⁻¹, respectively.

лиз дилатометрических эффектов образования аустенита при скоростном ($100 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$) нагреве свидетельствует, что изменение однородности распределения структурных составляющих практически не сказывается на температурных условиях начала и завершения процесса аустенитообразования. Более значительные отличия наблюдаются в характере дилатометрических кривых в температурном интервале $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, что, вероятно, связано с изменением кинетических параметров процесса образования аустенита. В частности, для горячекатаной стали свойственно уменьшение величины дилатометрических эффектов, связанных как с «перлитными», так и «ферритными» стадиями образования аустенита. С ускорением нагрева от 10^2 до $10^3 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$ локализация данных стадий в определённых температурных интервалах не меняется.

Изменение температур начала (A_{c1}) и окончания (A_{c3}) образования аустенита в сталях № 1 и № 2 при возрастании скорости нагрева показано на рис. 6. Значения температур A_{c1} и A_{c3} определены по максимуму и минимуму дилатометрического эффекта $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения на кривых изменения длины образцов сталей, которые приблизительно соответствуют 10 и 90% объёмного содержания образовавшегося аустенита [8]. Видно, что в условиях непрерывного нагрева положения критических точек A_{c1} и A_{c3} сталей, а также характер их изменения, в основном определяется величиной скорости нагрева. Ускорение нагрева сталей в равной степени вызывает повыше-

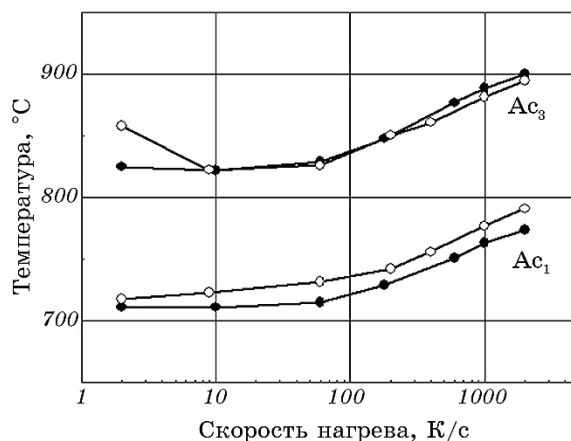


Рис. 6. Изменение критических точек начала (A_{c1}) и конца (A_{c3}) $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения сталей с увеличением скорости нагрева: \circ — сталь № 1; \bullet — сталь № 2.

Fig. 6. Changing the critical points of the beginning (A_{c1}) and the end (A_{c3}) $\alpha \rightarrow \gamma$ -the transformation of steels with increasing heating rate: \circ —steel No. 1; \bullet —steel No. 2.

ние инструментальных температур начала и конца процесса аустенитообразования. При этом для конкретной скорости нагрева величины смещения температур критических точек A_{c1} и A_{c3} для данных сталей, не зависимо от их химического состава, практически одинаковы в пределах инструментальной ошибки измерения ($\cong 10^\circ\text{C}$). Так, при возрастании скорости нагрева от 2 до $2 \cdot 10^3 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$ их температурный интервал $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения смещается на $50\text{--}60^\circ\text{C}$ в область более высоких температур. При этом темп его смещения в интервале высоких скоростей нагрева ($100\text{--}2 \cdot 10^3 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$) несколько выше, чем при более медленном нагреве.

При анализе температурных условий образования аустенита в столь широком диапазоне изменения скоростей нагрева низкоуглеродистых сталей, исходное структурное состояние которых было сформировано в процессе горячей деформации, необходимо учитывать следующие обстоятельства. Металлографические исследования показали, что в случае медленного ($\cong 0,02 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$) нагрева от комнатных температур до момента начала образования аустенита в исследуемых сталях в значительной мере успевают завершиться процессы сфероидизации частиц цементита перлита и укрупнения зёрен ферритной матрицы. Формирование γ -фазы в таких случаях происходит согласно достаточно подробно изученной [19, 21] схеме аустенитообразования стали с исходной структурой зернистого перлита в квазиизотермических условиях. Но уже при возрастании скорости нагрева до $2 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$ к моменту начала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в стали сохраняется практически неизменной ферритоперлитная структура, характерная для исходного перед нагревом состояния. В таких условиях образование начальных порций аустенита происходит преимущественно в перлитных слоях с последующим распространением превращения в избыточный феррит. Кинетические и концентрационные аспекты указанного механизма образования аустенита в рамках диффузионной модели при скоростном электронагреве углеродистых сталей детально изучены авторами [8, 22]. В частности, установлено, что главным фактором, контролирующим темп смещения критических точек A_{c1} и A_{c3} с увеличением скорости нагрева, является межкарбидное расстояние в перлитной составляющей. Особенности аустенитообразования в доэвтектоидных сталях, по мнению авторов [8], обусловлены тем, что с увеличением скорости нагрева происходит постепенная локализация процесса образования аустенита в разных температурных интервалах отдельно в перлитных и ферритных участках структуры. Это способствует усилению концентрационной неоднородности образовавшегося аустенита по углероду. Из-за особенностей кинетики превращения феррита в аустенит в условиях кратковременности всего процесса может создаться ситуация перегрева избыточного феррита до температур $\cong 910^\circ\text{C}$, при которых возможно независимое

полиморфное $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение. Однако, такой вариант механизма образования аустенита, например, для отожжённой стали 45, может быть, по мнению авторов [8], реализован лишь в условиях нагрева с достаточно большими ($\geq 3 \cdot 10^3 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$) скоростями.

Возможная локализация образования аустенита в пределах отдельных структурных составляющих малоуглеродистых сталей при их непрерывном быстром нагреве будет способствовать формированию в структуре стали концентрационных неоднородностей как по углероду, так, возможно, и по легирующим элементам. При анализе процесса гомогенизации аустенита исследуемых сталей необходимо учитывать важную отличительную особенность их исходного структурного состояния, а именно, поочерёдное расположение по толщине металла строчек пластинчатого перлита, преимущественно ориенти-

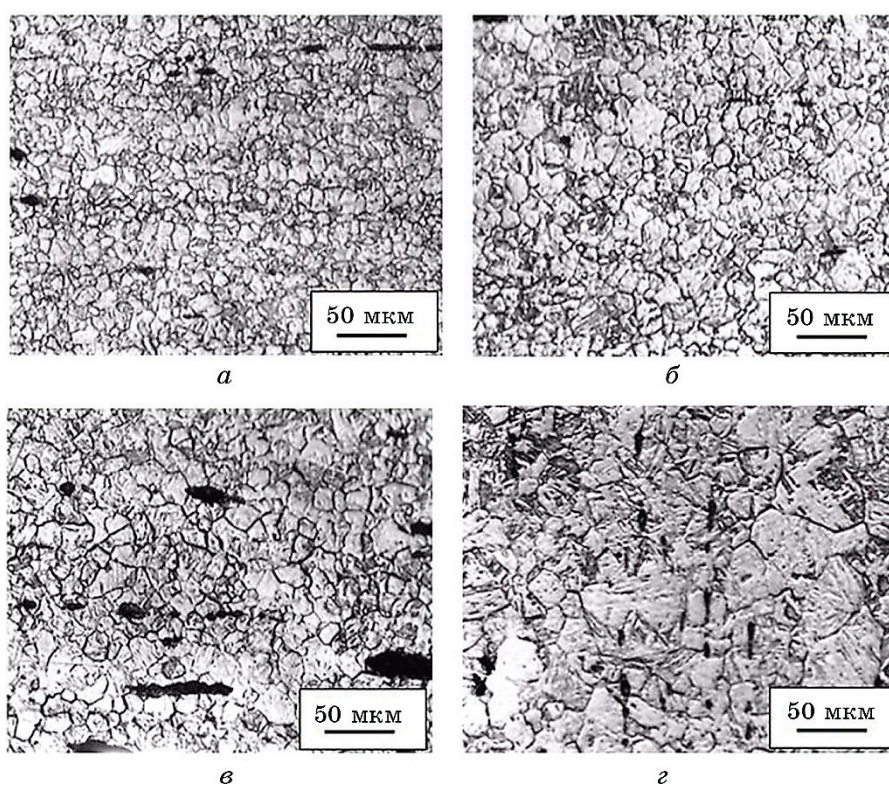


Рис. 7. Микроструктуры закалённой стали № 2 с выявленными границами аустенитных зёрен; скорость нагрева $2 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$; $a-z$ — температура нагрева 900, 950, 1000 и 1050°C соответственно.

Fig. 7. Microstructures of hardened steel No. 2 with identified the boundaries of austenite grains; heating rate $2 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$; $a-z$ —heating temperature 900, 950, 1000 and 1050°C , respectively.

рованных в направлении прокатки (см. рис. 3). В работе [23], на основании результатов прямого измерения параметров кристаллической решётки аустенита в процессе ускоренного ($\cong 5 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$) нагрева образцов хорошо отожжённой стали с 0,14% углерода, обнаружено образование на начальном этапе $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения областей аустенита с разным средним содержанием углерода: 0,76% и близким к равновесному — 0,25%. Выравнивание концентрации углерода в аустените происходит лишь при нагреве до температур, выше 920–940°C. Вероятно, значения этих температур следует принять в качестве оптимальных при определении температурного режима скоростной аустенизации стального проката, обеспечивающего достижение концентрационной однородности аустенита.

Влияние скорости и температуры нагрева на изменение величины аустенитного зерна изучали на закалённых в воду стальных образцах, нагретых до разных температур выше A_{c3} . Типичные структуры закалённой стали № 2 с выявленными границами аустенитных зёрен представлены на рис. 7. Анализ зёрновой структуры сталей показал, что закалкой в воду от 840–850°C не всегда удаётся надёжно зафиксировать мартенситным превращением границы зёрен аустенита. Из-за особенностей кинетики превращения аустенита в ферритоперлитную структуру в данных сталях трудно избежать выделения доэвтектоидного феррита в процессе недостаточно быстрого охлаждения, что делает невозможным определение химическим травлением фактического размера начального зерна аустенита. Лишь с повышением температуры закалки до 900°C и выше возможно методом закалок металлографически выявить границы зёрен аустенита. Данная проблема определения величины начального зерна аустенита была решена с помощью методики скоростной высокотемпературной рентгенографии [17] с использованием для сравнения стальных эталонов с заранее известным средним размером аустенитного зерна. Такой методический приём возможен благодаря тому, что дифракционные линии от структуры аустенита с размером зерна $\geq 4\text{--}5 \text{ мкм}$ становятся не сплошными, а состоят из отдельных точечных рефлексов. Сравнение плотности дифракционных рефлексов (точек) исследуемого образца в момент завершения $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения и эталона позволяет оценить величину начального зерна аустенита, и тем самым уточнить результаты металлографических исследований.

Изменение среднего диаметра зерна аустенита сталей № 1, № 2 и № 3 с ростом скорости и температуры нагрева показано на рис. 8. Видно, что характер изменения величины зерна аустенита зависит не только от скорости нагрева, но и, в значительной мере, от степени легирования сталей добавками V, Nb и Ti, способными образовывать труднорастворимые частицы легированных карбидов и карбонитридов. Величина среднего размера начального зерна аустени-

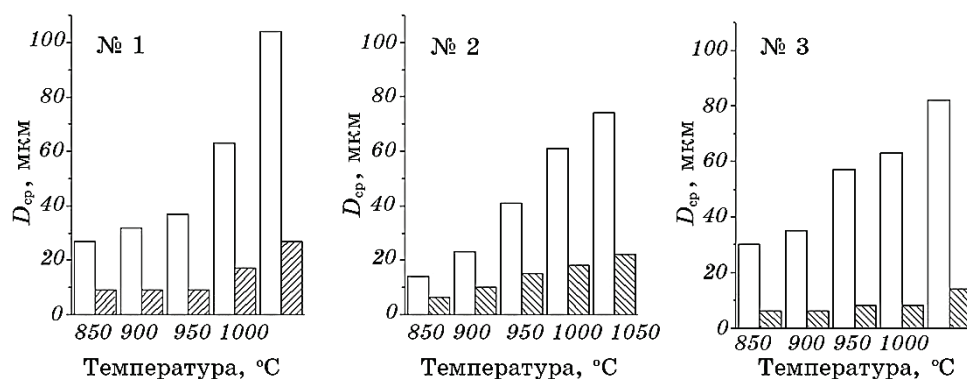


Рис. 8. Диаграммы средних величин аустенитного зерна для разных температур аустенизации. □ — $V_n = 0,02 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$, ▨ — $V_n = 2 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$.

Fig. 8. Diagrams of averages of austenite grain for different temperatures austenization. □ — $V_h = 0.02 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$, ▨ — $V_h = 2 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$.

та стали № 1 зависит приблизительно экспоненциально от скорости нагрева, уменьшаясь от $\cong 25\text{--}30$ мкм при $V_n \cong 0,02 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ до $9\text{--}10$ мкм при $2 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ и $5\text{--}6$ мкм при $300 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$. В стали № 3, микролегированной ниобием и титаном, соответственно от $\cong 12$ мкм до $5\text{--}6$ мкм. В интервале скоростей нагрева $0,3\text{--}30 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ изменение величины начального зерна аустенита незначительное. Следует отметить, что в структуре сталей в плоскостях, перпендикулярных плоскости прокатки, заметной размерной неоднородности начального зерна аустенита не обнаружено. Лишь в отдельных случаях была замечена разноразмерность в направлении прокатки (рис. 9). Таким образом, исходная ферритоперлитная строчечность практически не оказывает влияния на однородность зёрненной структуры аустенита.

С дальнейшим повышением температуры ускорение нагрева в большей степени воздействует на процесс роста начального зерна аустенита, способствуя снижению темпа его укрупнения и смещению температуры начала интенсивного роста в область более высоких температур. При этом влияние скорости нагрева на замедление роста аустенитных зёрен более значительно в стали № 3, чем в стали № 1 (см. рис. 8), для которой (№ 3) наиболее заметно тормозящее влияние легирующих добавок Mo, Ti и Nb на рост аустенитного зерна, как в процессе его образования, так и после его завершения. Вследствие кратковременности нагрева и особенностей кинетики $\alpha + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \gamma$ -превращения удаётся в большей степени сохранить до высоких температур размерность и однородность начальной зёрненной структуры сталей. Таким образом, при нагреве с повышенными скоростями даже до более высоких, чем A_{c3} температур, сохраняется возможность сформировать в обычных малоуглеродистых сталях

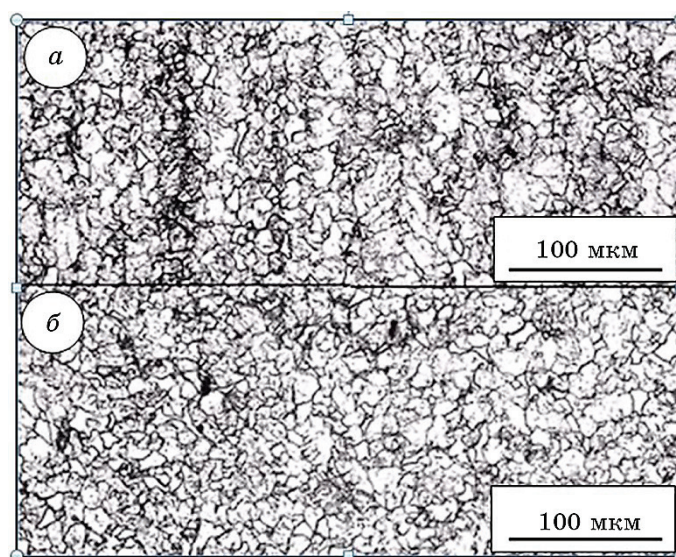


Рис. 9. Микроструктура закалённой стали № 2; $T_h = 880^\circ\text{C}$, $V_h = 5 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ *a* — перпендикулярно плоскости прокатки; *б* — в плоскости прокатки.

Fig. 9. Microstructure of hardened steel No. 2; $T_h = 880^\circ\text{C}$, $V_h = 5 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ *a* — perpendicular to the rolling plane; *б* — in the rolling plane.

структуру аустенита, отличающуюся достаточно высокой размерной однородностью зёрен, что весьма важно для практики электротермической обработки стального проката. Незначительное укрупнение начального зерна аустенита, возникающее при перегреве стали в допустимых пределах, открывает технологическую возможность использования при производстве проката из низкоуглеродистых сталей данного класса схему термоупрочнения «закалка–скоростной отпуск».

Структура сталей после нормализации. Анализ результатов исследований структуры горячекатаной стали после её нормализации с использованием скоростного нагрева до температур $850\text{--}1000^\circ\text{C}$ позволяет отметить следующее. На микроструктуру нормализованной стали решающее влияние оказывают два фактора — размер зерна аустенита и, в особенности, скорость охлаждения в интервале субкритических температур. Установлено, что, чем крупнее зерно аустенита, тем больше размер ферритных зёрен при данной скорости охлаждения, и чем больше скорость охлаждения, тем меньше размер зёрен феррита (рис. 10, 11). Следует отметить, что скорость охлаждения влияет значительно, чем размер аустенитного зерна. Например, при изменении средней величины зерна аустенита от $\cong 10 \text{ мкм}$ до $\cong 20 \text{ мкм}$ и скорости охлаждения $\cong 5 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ в обоих случа-

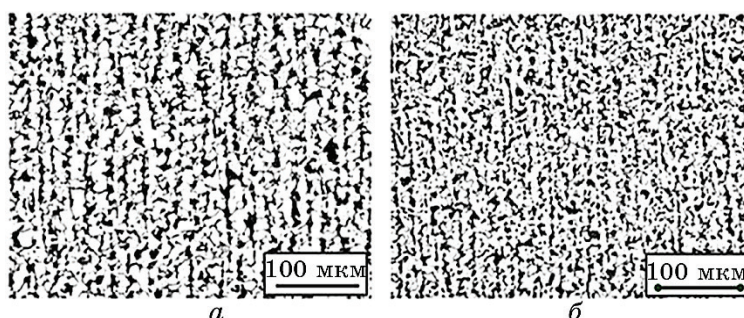


Рис. 10. Микроструктуры нормализованной от 900°C стали №1; *a, б* — скорости охлаждения 5 и 20 К·с⁻¹ соответственно.

Fig. 10. Microstructures normalized from 900°C of steel No. 1; *a, б*—cooling rates 5 and 20 K·s⁻¹, respectively.

ях формируется зерно доэвтектоидного феррита в пределах 5–6 мкм (рис. 11). Важной особенностью является то, что скоростной нормализацией не устраняется ферритоперлитная слоистость, присущая исходному состоянию. Более того, среднее расстояние между слоями перлита зависит от скорости охлаждения (в исследованном интервале 0,1–30 К·с⁻¹), и уменьшается с увеличением последней (рис. 10). По мере увеличения степени переохлаждения аустенита в субкритическом интервале температур (700–600°C) из-за высокой скорости зародышеобразования происходит формирование все более мелких зёрен доэвтектоидного феррита, из-за чего слоистость постепенно становится менее выраженной.

При некотором критическом переохлаждении она практически исчезает (рис. 11). Таким образом, несмотря на то, что в температурном интервале 850–1000°C образуется новая зёрненная структура аустенита, при последующем охлаждении наблюдается повторное формирование ферритоперлитной строчечности (слоистости). Иными словами, имеет место проявление своеобразной структурной наследственности.

На рисунке 12 в качестве примера представлены результаты испытаний на ударную вязкость сталей после скоростной нормализации с использованием электроконтактного нагрева. Средняя скорость охлаждения 0,3 К·с⁻¹ в интервале температур 700–600°C соответствовала скорости естественного охлаждения полособульбового профиля. Также в табл. 4 приведены результаты механических испытаний сталей на растяжение. Видно, что данная термообработка, сохраняя уровень прочностных свойств, способствует значительному улучшению, по сравнению с исходным состоянием, таких показателей вязкости, как работа разрушения и температура хладноломкости. Вместе с тем, представленные на рис. 12 данные свиде-

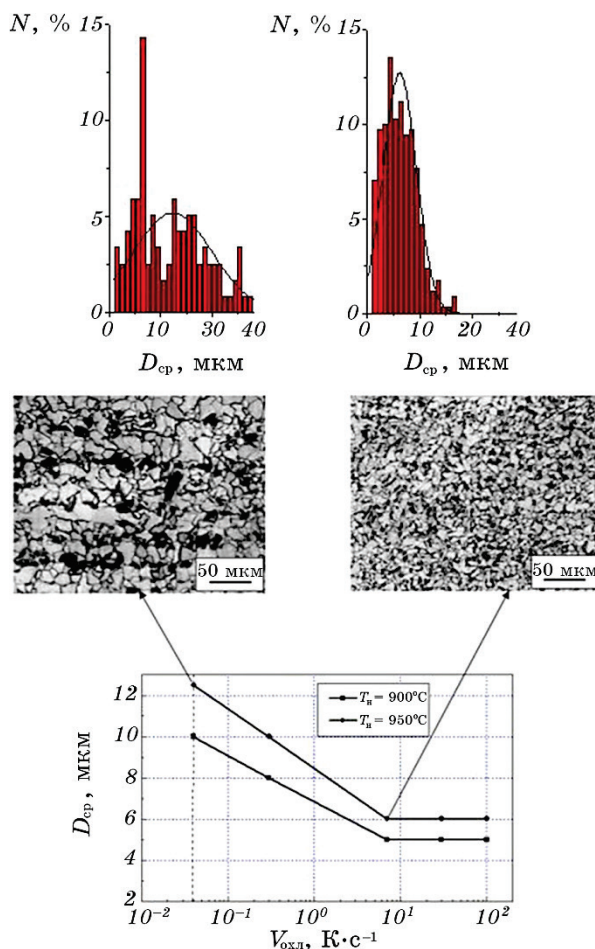


Рис. 11. Влияние скорости охлаждения на ферритоперлитную полосчатость и изменение среднего диаметра сечений зёрен доэвтектоидного феррита в стали № 1. Скорость нагрева при аустенизации — 3–5 К·с⁻¹.

Fig. 11. Influence of cooling rate on ferrite-pearlitic banding and change in the mean diameter of grain cross sections pre-eutectoid ferrite in steel No. 1. The heating rate at austenitisation is of 3–5 K·s⁻¹.

тельствуют о чувствительности характеристик вязкости к ориентации концентратора Шарпи относительно плоскости прокатки. Для концентратора, расположенного в плоскости прокатки и перпендикулярно её направлению, характеристики ударной вязкости образцов стали достигают наиболее высоких значений.

Так, величина работы разрушения может, в зависимости от скорости охлаждения, достигать значений $\cong 300$ Дж·см⁻². При этом она практически не зависит от температуры испытаний вплоть до тем-

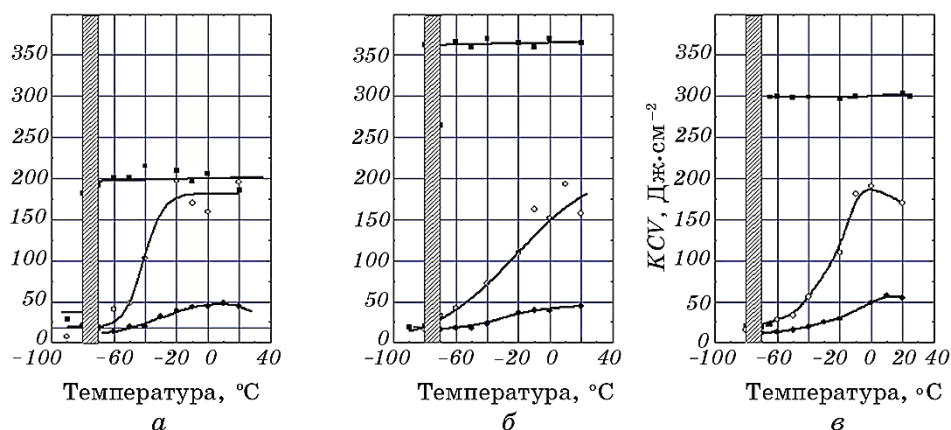


Рис. 12. Ударная вязкость сталей № 1 (а), № 2 (б) и № 3 (в) после скоростной термической обработки для разных позиций концентратора относительно поверхности прокатки; $V_h \cong 10 \text{ К}\cdot\text{с}^{-1}$, $V_{\text{охл}} \cong 0,3 \text{ К}\cdot\text{с}^{-1}$; а — $T_h \cong 980^\circ\text{C}$, б — $T_h \cong 900^\circ\text{C}$, в — $T_h \cong 980^\circ\text{C}$; ■ — продольные образцы, ПН; ○ — продольные образцы, НН; ● — поперечные образцы, НН.

Fig. 12. Impact strength of steels No. 1 (a), No. 2 (б) and No. 3 (в) after rapid heat treatment for different positions of the concentrator with respect to the rolling surface; $V_h \approx 10 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$, $V_c \approx 0.3 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ а — $T_h \cong 980^\circ\text{C}$, б — $T_h \cong 900^\circ\text{C}$, в — $T_h \cong 980^\circ\text{C}$; ■ — longitudinal specimens, TD; ○ — longitudinal specimens, NRP; ● — transverse patterns, NRP.

пературы хладноломкости $T_x \approx -70\text{--}80^\circ\text{C}$, а характер поверхности разрушения остаётся вязким, часто расслаивающимся, т.е. температура $T_{\text{кдс}}$ практически совпадает с T_x . Когда концентратор находился в позиции, перпендикулярной плоскости прокатки, показатели ударной вязкости заметно уступают уровню предыдущего случая. Тем не менее, они превосходят уровень горячекатаного состояния при приемлемых температурах хладноломкости $T_x \cong 40\text{--}50^\circ\text{C}$. Уменьшением температуры скоростной аустенизации и увеличением на порядок скорости охлаждения ($\cong 2 \text{ К}\cdot\text{с}^{-1}$) можно значительно улучшить показатели вязкости сталей в плоскости ПН, однако степень анизотропии (при $+20^\circ\text{C}$) остаётся по-прежнему весьма заметной (рис. 13, 14).

Таким образом, скоростная термообработка способствует существенному повышению одновременно в обоих направлениях ударной вязкости нормализованных сталей, сохраняя для неё пространственную анизотропию исходного состояния. Приведённые результаты подтверждают давно известный факт, что измельчение ферритоперлитной структуры дополнительной традиционной термической обработкой практически мало влияет на анизотропию ударной вязкости проката. При обследовании изломов ударных образцов

ТАБЛИЦА 4. Механические свойства сталей после скоростной нормализации.**TABLE 4.** Mechanical properties of steels after high-speed normalization.

Марка стали	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %
№ 1	380,0	500,0	28,0	78,0
№ 2	440,0	590,0	25,0	77,0
№ 3	480,0	610,0	25,0	75,0

Режимы термической обработки указаны на рис. 12.
Heat treatment modes are shown in Fig. 12.

(температура испытаний — $+20^\circ\text{C}$) термообработанных сталей обнаружилась зависимость количества расщеплений в плоскости прокатки от температуры аустенизации. После быстрого нагрева до температур от $\cong 950^\circ\text{C}$ наблюдалось значительное уменьшение количества так называемых расщеплений в плоскости, перпендикулярной плоскости прокатки. Это наиболее характерно для стали № 1, в которой отсутствует дополнительное легирование V, W, Ti и Nb, что может свидетельствовать о частичном восстановлении когезии в плоскостях, параллельных плоскости прокатки.

Как было показано, путём изменения скорости охлаждения быстро нагретой стали можно изменять в структуре характер слоистости вплоть до её исчезновения (рис. 10, 11, 13). Результаты ис-

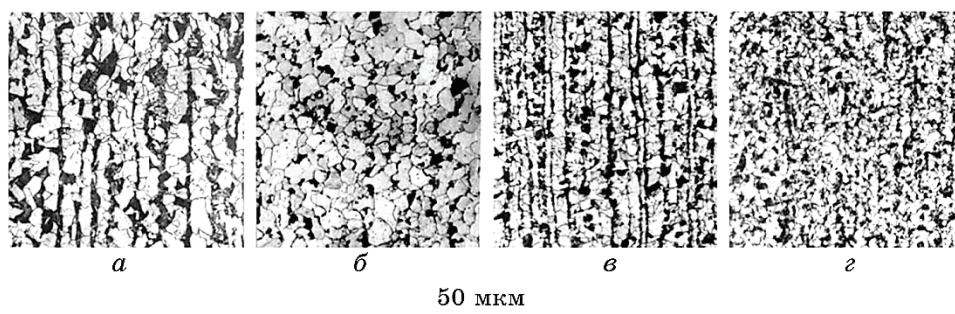


Рис. 13. Влияние условий нагрева и охлаждения на микроструктуру стали № 2; *a* — исходное состояние; *б* — $V_h \cong 2 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$, $T_h \cong 880^\circ\text{C}$, 2 ч, $V_{\text{охл}} = 0,3 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$; *в* — $V_h \cong 5 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$, $T_h \cong 880^\circ\text{C}$, $V_{\text{охл}} = 0,3 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$; *з* — $V_h \cong 10 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$, $T_h \cong 850^\circ\text{C}$, $V_{\text{охл}} = 5 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$.

Fig. 13. Influence of heating and cooling conditions on the microstructure of steel No. 2; *a* is the initial state; *б* — $V_h \cong 2 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$, $T_h \cong 880^\circ\text{C}$, 2 hours, $V_c = 0.3 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$; *в* — $V_h \cong 5 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$, $T_h \cong 880^\circ\text{C}$, $V_c = 0.3 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$; *з* — $V_h \cong 10 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$, $T_h \cong 850^\circ\text{C}$, $V_c = 5 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$.

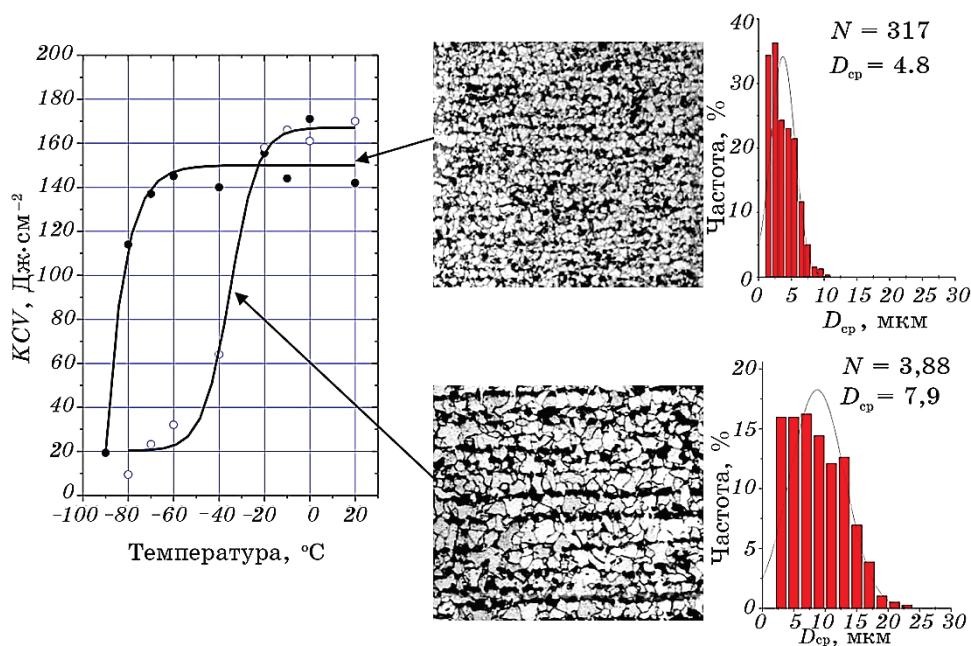


Рис. 14. Влияние режимов скоростной термической обработки на ударную вязкость стали № 1; ● — $T_h \cong 850^\circ\text{C}$, $V_h \cong 3 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$, $V_{охл} \cong 2 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$; ○ — $T_h \cong 880^\circ\text{C}$, $V_h \cong 3 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$, $V_{охл} \cong 0,3 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$.

Fig. 14. The influence of rapid heat-treatment regimes on the toughness of steel No. 1; ● — $T_h \cong 850^\circ\text{C}$, $V_h \cong 3 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$, $V_c \cong 2 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$; ○ — $T_h \cong 880^\circ\text{C}$, $V_h \cong 3 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$, $V_c \cong 0.3 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$.

пытаний при $+20^\circ\text{C}$ на ударную вязкость образцов сталей, прошедших такую скоростную нормализацию, оказались следующими. Несмотря на практически полное отсутствие перлитной строчечности, пространственная анизотропия ударной вязкости сохраняется. Например, степень анизотропии для стали № 1, определяемая как соотношение соответствующих значений KCV при $+20^\circ\text{C}$ оказалась на уровне 280/220. В сталях № 2 и № 3 она была ещё более заметной. Важно отметить, что после скоростной обработки в режиме закалка–отпуск ($T_h \cong 950^\circ\text{C}$, $T_o \cong 650^\circ\text{C}$), например, стали № 3, анизотропия ударной вязкости при $+20^\circ\text{C}$ также сохраняется в значительной мере — соотношение показателей KCV 290/200.

Таким образом, следует сделать вывод, что причинами анизотропии ударной вязкости в сталях, прошедших прокатку в аустенитном состоянии с большими суммарными обжатиями ниже температуры рекристаллизации, могут быть и другие, не менее важные, структурные особенности, нежели сама по себе ферритоперлитная полосчатость.

5. ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

При анализе полученных результатов исследования о влиянии дополнительной скоростной термической обработки на структуру и свойства проката следует, прежде всего, обратить внимание на особенности формирования в сталях слоистой структуры в процессе их горячей деформации. Очевидно, что в основе этого явления лежит комплексное влияние химического состава стали и температурно-силовых режимов прокатки.

В работах [24–26, 28–30] достаточно подробно было исследовано влияние таких факторов, как температура и степень горячей деформации, величина аустенитного зерна, скорость охлаждения, легирующие добавки на изменение кинетических условий распада деформированного аустенита при охлаждении стали, формирование ферритоперлитной структуры и механических свойств. Необходимо отметить, что на сегодня, из-за методических трудностей, природа структурных изменений в аустените низкоуглеродистых малолегированных сталей в процессе высокотемпературной плоской деформации остаётся практически неизученной. Большинство результатов получено путём исследования модельных высоколегированных (>30% Ni) сплавов в аустенитном состоянии или для ГЦК-металлов, не претерпевающих в процессе охлаждения фазовых превращений [31, 32].

Формирование строчечности первичной ферритоперлитной структуры может зависеть от температурно-силовых режимов прокатки в аустенитной области. В работе [27] для сталей, по составам близких к сталям № 1, № 2, № 3, в небольшой степени ($\cong 40\%$) деформированных прокаткой при температуре $\pm 50^\circ\text{C}$ относительно температуры начала рекристаллизации аустенита 900°C , были установлены следующие особенности. В обоих случаях наблюдалась склонность к образованию ферритоперлитной строчечности (слоистости). Для более низкой температуры деформации строчечность была более выраженной. Важно при этом, что её периодичность зависела от скорости охлаждения в области субкритических температур. С увеличением последней, при общем уменьшении размера зерна феррита, уменьшается её периодичность. При достижении некоторой критической скорости охлаждения (максимально допустимого переохлаждения), для которой ещё возможно формирование ферритоперлитной структуры, перлитная строчечность практически не проявляется.

Из результатов работы [33] следует, что природа возникновения первичной ферритоперлитной слоистости связана с трансформацией при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении текстуры аустенита в текстуру доэвтектоидного феррита. Авторы полагают, что из компонента $\langle 110 \rangle \parallel \text{HH}$ в ГЦК-фазе образуется аксиальный компонент $\langle 111 \rangle \parallel \text{HH}$ в α -фазе.

Набор ориентировок с направлением $\langle 111 \rangle \parallel$ НП в ГЦК-фазе после превращения формирует так называемое α -волокно с направлением $\langle 110 \rangle_{\text{ОЦК}}$ в направлении прокатки. На завершающей стадии превращения (распада) аустенита оставшаяся непревращённой его часть, в силу направленности процесса, вынужденно приобретает строчечное строение (слоистое) перлита.

В процессе скоростной нормализации (см. схему на рис. 2) с использованием быстрого ($V_n \cong 2-10$ К/с) нагрева до $800-1050^\circ\text{C}$ и последующего ускоренного охлаждения происходит ряд последовательных фазовых превращений: $A_{\text{деф}} \rightarrow \text{ФП1} \rightarrow A \rightarrow \text{ФП2}$. На стадии развития $A \rightarrow \text{ФП2}$ образуется достаточно мелкое ферритоперлитное зерно, однако сохраняется склонность к образованию слоистости в распределении данных структурных составляющих. Поэтому можно заключить, что в условиях быстрого нагрева некоторые элементы последеформационного структурного состояния аустенита $A_{\text{деф}}$, ответственные за формирование первичной ферритоперлитной полосчатости, частично или полностью «восстанавливаются» и при последующем охлаждении снова формируется структурная полосчатость. По всей видимости, ведущая роль в реализации данного эффекта принадлежит текстуре деформационного или рекристаллизационного происхождения. Её устойчивость обусловлена особенностями кристаллографической трансформации в процессе превращений аустенит–доэвтектоидный феррит–аустенит. Этому в незначительной степени способствует режим быстрого нагрева на этапе $\text{ФП1} \rightarrow A$. Возможность существования такой трансформации для сталей, по составу близких к стали № 1, продемонстрирована в [34, 35] с помощью рентгенографического метода. Вместе с тем, особенности влияния скорости охлаждения на морфологические характеристики феррита обусловлены изменением кинетических параметров процесса распада аустенита. В этом плане влияние скорости охлаждения на ферритоперлитную строчечность при нормализации горячекатаной стали аналогично её влиянию на неё при охлаждении не сильно деформированных сталей [27]. Отсюда можно прийти к заключению, что аустенит, сформировавшийся в условиях быстрого нагрева горячекатаной стали, по своему структурному состоянию близок к слабдеформированному со всеми вытекающими отсюда последствиями в отношении формирования ферритоперлитной строчечности при охлаждении.

Представляет интерес вопрос об устойчивости наследственной связи при реализации последовательности данных фазовых превращений. Результаты металлографических исследований показали, что, например, двухчасовая выдержка аустенита при 860°C быстро нагретых сталей заметно снижает склонность к образованию слоистости (рис. 13, б). В этом направлении действует также и повышение температуры скоростного нагрева. Скоростная аустени-

зация стали № 1 в интервале температур 1000–1050°C практически полностью устраняет полосчатость и заметно снижает степень анизотропии ударной вязкости, однако, например, для микролегированной стали № 3 такое повышение не является столь эффективным.

Плоскостная и пространственная анизотропии механических свойств стальных материалов после обработки давлением известны давно. В семидесятых годах прошлого столетия исследованиям этих явлений, в особенности плоскостной анизотропии, уделялось достаточно много внимания. Было установлено, что анизотропия ударной вязкости сохраняется вплоть до достижения температуры хладноломкости и в хрупком состоянии она не проявляется. Кроме того, установлено [36], что между величиной степени анизотропии ударной вязкости и склонностью малоуглеродистой стали после прокатки к охрупчиванию нет прямой зависимости. Применение традиционных методов термической обработки с целью измельчить зерно стали и устранить анизотропию во многих случаях оказалось малоэффективным, так как с измельчением зерна одновременно улучшаются показатели ударной вязкости во всех направлениях. Таким образом, явление анизотропии свойств проката практически не зависит от дисперсности его микроструктуры.

По мнению авторов работ [36, 37] можно выделить несколько факторов, способствующих возникновению пространственной анизотропии свойств после горячей деформации давлением с высокими степенями обжатия. В основном, она в значительной мере обуславливается примесями, которые могут присутствовать в структуре стали в виде самостоятельных фаз — карбидов, нитридов и некоторых других неметаллических включений. Наибольшую склонность к анизотропии проявляют стали, легированные Nb, V, Ti и Mo по отдельности или вместе. Их влияние тем значительнее, чем больше степень обжатия и ниже его температура.

Чистота стали и модифицирование сульфидов имеют немаловажное значение в формировании анизотропии свойств. Строчечные или слоистые неметаллические включения, сформированные в процессе высокотемпературной прокатки, могут обуславливать изменение механических свойств в зависимости от направления. Однако оказалось, что такие включения не единственная причина этого явления и их роль может быть не столь решающей. В сталях, содержащих предельно низкое содержание серы и фосфора, пространственная анизотропия ударной вязкости после прокатки наблюдается в такой же степени, как и в сталях с более высокой их концентрацией [18]. Возможно, сера и фосфор влияют на вязкость разрушения стали по механизму, подобному тому, который имеет место при отпускной хрупкости: медленное охлаждение горячекатаной малоуглеродистой стали резко снижает характеристики её вяз-

кости. Среди других структурных факторов, одновременное действие которых может приводить к возникновению анизотропии ударной вязкости горячекатаной стали, следует отметить сильно развитую текстуру, слабую когезию слоёв в направлении, перпендикулярном плоскости прокатки, и различие механических свойств ферритных и перлитных слоёв.

Образование расщеплений — это прямое свидетельство декогезии в плоскостях, параллельных плоскости прокатки. В случае слабой когезии слоёв разрушение при испытаниях на ударный изгиб по своему характеру напоминает разрушение составных стальных образцов [38, 39]. Ударная вязкость максимальна для образцов с надрезом Шарпи, расположенным в плоскости прокатки в направлении ПН.

Возникновение пространственной анизотропии может быть связано с пространственной неоднородностью микроструктуры горячекатаной стали. Простейшим примером этому является феррито-перлитная строчечность, когда послойное расположение зёрен перлита формирует чередующиеся слои с разными механическими свойствами. В этом случае разрушение образцов при испытаниях на ударный изгиб будет напоминать разрушение естественного композита. Не исключено, что в процессе интенсивной горячей прокатки аустенита, заканчивающейся ниже температуры его рекристаллизации, может происходить образование не только сильно развитой текстуры, но и локализация пластической деформации в полосах макроскопического сдвига. Образованные деформационные полосы могут стабилизироваться выделениями карбонитридов, оксидов, деформированными неметаллическими включениями типа MnS и т.п. В процессе охлаждения такой горячекатаной стали, естественно, будет происходить наследование феррито-перлитной структурой слоистого строения аустенита. Это наиболее вероятная природа влияния микроструктуры аустенита на анизотропию механических свойств проката, имеющая по своему проявлению скрытый характер. По внешнему виду металл состоит как бы из параллельных слоёв различного состава и разных механических свойств. Те примеси, которые в процессе прокатки остаются в аустените в растворенном состоянии, не могут влиять на анизотропию ударной вязкости [36]. Таким образом, анизотропия свойств горячекатаного проката полностью или в значительной степени обусловлена включениями, которые из присутствующих в стали примесей образуются в виде самостоятельных фаз. Чем больше их содержание в стали, тем выше будет её склонность к пространственной анизотропии [36]. Особое место в этой проблеме занимает вопрос о влиянии сульфидных включений. Ранее предполагалось, что из-за их способности деформироваться, плоские образования ослабляют связи на поверхности границы включение–матрица неодинаково в продольном

и поперечном направлениях и являются основной причиной анизотропии свойств, в особенности плоскостной [36]. Впоследствии выяснилось, что после внепечной обработки стали порошкообразным силикокальцием, когда вместо пластичного сульфида марганца образуются трудно деформируемые сульфиды кальция, её вязкость значительно повышается, однако пространственная анизотропия не исчезает. В работе [41] авторам удалось доказать, что трудно деформируемые оксиды оказывают на пространственную анизотропию свойств такое же влияние, как и сульфиды марганца. Основной причиной этого влияния является неоднородность пространственного распределения оксидов в процессе прокатки, а плоская форма сульфидов марганца, по всей видимости, имеет второстепенное значение. Подобным способом могут оказывать влияние на анизотропию свойств проката и другие присутствующие в стали включения, как, например, карбиды, нитриды и т.д. Последнее предположение подтверждается результатами исследований малоуглеродистых сталей с предельно низким содержанием серы и специально легированных небольшими добавками ванадия, ниобия и молибдена [18, 40]. Отсюда становится понятной значительная термическая устойчивость явления анизотропии свойств прокатанной стали при последующей термообработке, тем более использующей для аустенизации скоростной нагрев. Она является следствием устойчивости различных включений к растворению в условиях кратковременного пребывания стали при высоких температурах. Меняя параметры скоростной термической обработки, можно оценить роль указанных выше факторов в возникновении пространственной анизотропии свойств стального проката, в особенности фактора перлитной строчечности.

Таким образом, химический состав стали и температурно-силовые режимы прокатки определяют при последующей скоростной термообработке склонность её к формированию пространственной анизотропии свойств. При правильном выборе режимов такой термообработки её применение, не влияя решающим образом на степень анизотропии, значительно улучшает структуру стали и показатели вязкости одновременно во всех направлениях проката. В этом плане технологическое значение такой термообработки следует в целом определить как улучшающую структуру и свойства.

Из предоставленного экспериментального материала на примере скоростной термической обработки проката из низкоуглеродистой стали можно сделать два важных вывода, могущих иметь практическое значение. Возможности скоростной термообработки для улучшения структуры и свойств стали в технологической схеме производства длинномерного проката указывают на необходимость внесения некоторых изменений в температурно-силовые режимы прокатки, если требуется обеспечить однородность свойств во всех

направлениях. Суть таких изменений заключается в том, что температуру завершения прокатки необходимо заканчивать заметно выше температуры рекристаллизации. Последующее применение скоростной термообработки по схеме нормализация или закалка с отпуском сведёт к минимуму степень плоскостной и пространственной анизотропии механических свойств.

Явление пространственной анизотропии механических свойств стального проката можно использовать для создания высокопрочных стальных материалов со свойствами естественного композита. При соответствующем подборе химического состава стали, температурно-силовых режимов деформации и режимов скоростной термообработки такой технологический вариант представляется весьма перспективным.

6. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В малоуглеродистых сталях, прошедших высокотемпературную прокатку с большими суммарными обжатиями в аустенитной области, в процессе естественного охлаждения формируется феррито-перлитная структурная строчечность (слоистость) со свойственной ей пространственной анизотропией ударной вязкости, низкими значениями работы разрушения и высокой температурой вязкохрупкого перехода. После скоростной термической обработки (нормализации) горячекатаных сталей, при значительном повышении дисперсности феррито-перлитной структуры, имеет место наследование слоистости как структурного явления, а также пространственной анизотропии ударной вязкости. При этом по сравнению с горячекатаным состоянием, скоростная нормализация приводит одновременно к значительному повышению ударной вязкости сталей и понижению температуры хладноломкости во всех направлениях проката. В случае расположения концентратора Шарпи в плоскости прокатки величина работы разрушения максимальна и практически не зависит от температуры испытаний вплоть до температуры хладноломкости. Химический состав стали и температурно-силовые режимы прокатки определяют при последующей скоростной термообработке склонность её к формированию пространственной анизотропии свойств.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Н. П. Лякишев, Д. А. Литвиненко, Ю. Д. Морозов, *Сталь*, № 3: 67 (1982).
2. B. Carbarz and F. B. Pickering, *Mater. Sci. Technol.*, 4: 967 (1988).
3. M. Korchynski, *Mater. Eng.*, October: 45 (1986).
4. T. Siwecki, A. Sandlerg, W. Roberts, and K. Lagneborg, *Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite* (Pittsburgh, PA: TMS of AIME: 1981).

5. Л. В. Смирнов, Е. Н. Соколов, В. Д. Садовский, *ДАН СССР*, **103**, № 4: 609 (1955).
6. Е. Н. Соколов, *Физика металлов и металловедение*, **III**, вып. 1: 79 (1956).
7. К. Ф. Стародубов, И. Г. Узлов, В. Я. Савенков, *Термическое упрочнение проката* (Москва: Металлургия: 1970).
8. В. Н. Гриднев, Ю. Я. Мешков, С. П. Ошкадёр, В. И. Трефилов, *Физические основы электротермического упрочнения стали* (Киев: Наукова думка: 1973).
9. В. Н. Гриднев, Ю. Я. Мешков, С. П. Ошкадёр, Н. Ф. Черненко, *Технологические основы электротермической обработки стали* (Киев: Наукова думка: 1977).
10. В. И. Шейко, Е. И. Якушечкин, Р. В. Телевич, *Сб. докладов Всесоюзной научно-технической конференции «Повышение качества металлургического проката»* (Днепропетровск: ИЧМ: 1988), с. 6.
11. R. V. Teliovich, O. M. Ivasishin, Ye. I. Yakushechkin, and D. I. Nikonenko, *Materials for Transportation Technology—EUROMAT 99*, **1**: 352 (2000).
12. E. V. Pickering, *Sci. Technol. A. Comprehensive Treatment*, **7**: 337 (1992).
13. В. Д. Садовский, *Структурная наследственность в стали* (Москва: Металлургия: 1973).
14. В. П. Морозов, В. А. Волохов, *Металлы*, № 3: 70 (1991).
15. С. С. Дьяченко, *Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах* (Москва: Металлургия: 1982).
16. К. З. Шепеляковский, Г. А. Островская, *Металловедение и термическая обработка металлов*, № 7: 16 (1967).
17. С. П. Ошкадиров, С. В. Приходько, Р. В. Телевич, *Заводская лаборатория*, № 2: 37 (1991).
18. В. И. Горынин, *Вопросы материаловедения*, № 3: 55 (2008).
19. G. R. Speich and A. Szirmae, *Trans. AIME*, **245**: 1063 (1969).
20. R. R. Judd and W. Paxton, *Trans. AIME*, **242**: 206 (1968).
21. C. I. Garcia and A. J. Deardo, *Met. Trans.*, **12A**: 521 (1981).
22. J. Huang, W. J. Poole, and M. Militzer, *Met. Mat. Trans. A*, **35**: 3363 (2004).
23. Ю. А. Гарасим, *Металлофиз. новейшие технол.*, **25**, № 10: 1355 (2003).
24. R. A. Grange, *Metallurgical Transaction*, **2**, No. 2: 417 (1971).
25. К. П. Бунин, Б. Ф. Марцинив, Н. И. Репина, Ф. И. Яценко, *Металлофизика*, вып. 40: 90 (1972).
26. S. W. Thompson and P. R. Howel, *Sci. Technol.*, **8**, Iss. 9: 777 (1992).
27. R. Grosterlinden, R. Kawalla, U. Lotter, and H. Pircher, *Steel Research. Mater. Technol.*, **63**, No. 8: 331 (1992).
28. G. Kraus, *Metallurgical and Transactions B*, **34**, Iss. 6: 781 (2003).
29. J. D. Verhoeven, *J. Materials Perform.*, **9**, Iss. 3: 286 (2000).
30. E. J. Pickering, *ISIJ International*, **53**, No. 6: 935 (2013).
31. A. Nowotnik, *J. Achiev. Mater. Manufact. Eng.*, **27**, No. 2: 115 (2008).
32. P. Mannan, A. G. Kostryzhev, H. Zurov, and E. V. Pereloma, *Mater. Sci. Eng. A*, **641**: 160 (2015).
33. Н. П. Лякишев, В. Ф. Шамрай, Е. Б. Рубина, А. П. Бащенко, С. В. Малофеев, *Металлы*, № 5: 22 (1995).
34. M. P. Butron-Guillen, J. J. Jonas, and R. K. Rag, *Acta Metall. Mater.*, **42**: No. 11: 3615 (1994).
35. G. Bruchner and G. Cottsein, *ISIJ International*, No. 5: 468 (2001).

36. Э. Ремпорт, *Сталь*, № 9: 80 (1982).
37. С. А. Голованенко, О. Н. Чевская, *Сталь*, № 12: 51 (1984).
38. И. Л. Яковлева, Н. А. Терещенко, Д. А. Мирзаев, А. В. Панов, Д. В. Шабуров, *Физика металлов и металловедение*, **104**, № 2: 212 (2007).
39. Г. И. Погодин-Алексеев, *Динамическая прочность и хрупкость металлов* (Москва: Машиностроение: 1966).
40. Н. П. Лякишев, Д. А. Литвиненко, Ю. Д. Морозов, *Сталь*, № 3: 67 (1982).
41. М. Вольстер, Г. Хаймбах, К. Форх, *Черные металлы*, № 19: 3 (1969).

REFERENCES

1. N. P. Lyakishev, D. A. Litvinenko, and Yu. D. Morozov, *Stal'*, No. 3: 67 (1982) (in Russian).
2. B. Carbarz and F. B. Pickering, *Mater. Sci. Technol.*, **4**: 967 (1988).
3. M. Korczynski, *Mater. Eng.*, October: 45 (1986).
4. T. Siwecki, A. Sandlerg, W. Roberts, and K. Lagneborg, *Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite* (Pittsburgh, PA: TMS of AIME: 1981).
5. L. V. Smirnov, E. N. Sokolov, and V. D. Sadovskiy, *Doklady AN SSSR*, **103**, No. 4: 609 (1955) (in Russian).
6. E. N. Sokolov, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, **III**, Iss. 1: 79 (1956) (in Russian).
7. K. F. Starodubov, Y. H. Uzlov, and V. Ya. Savenkov, *Termicheskoe Uprochnenie Prokata* (Moscow: Metallurgiya: 1970) (in Russian).
8. V. N. Gridnev, Yu. Ya. Meshkov, S. P. Oshkaderov, and V. I. Trefilov, *Fizicheskie Osnovy Elektrotermicheskogo Uprochneniya Stali* (Kiev: Naukova Dumka: 1973) (in Russian).
9. V. N. Gridnev, Yu. Ya. Meshkov, S. P. Oshkaderov, and N. F. Chernenko, *Tekhnologicheskie Osnovy Elektrotermicheskoy Obrabotki Stali* (Kiev: Naukova Dumka: 1977) (in Russian).
10. V. Y. Sheiko, E. Y. Yakushechkin, and R. V. Teliovich, *Sb. Dokladov Vsesoyuznoy Naucho-Tekhnicheskoy Konferentsii 'Povyshenie Kachestva Metallurgicheskogo Prokata'* (Dnepropetrovsk: IChM: 1988) (in Russian).
11. R. V. Teliovich, O. M. Ivasishin, Ye. I. Yakushechkin, and D. I. Nikonenko, *Materials for Transportation Technology—EUROMAT 99*, **1**: 352 (2000).
12. E. B. Pickering, *Sci. Technol. A. Comprehensive Treatment*, **7**: 337 (1992).
13. V. D. Sadovskiy, *Strukturnaya Nasledstvennost' v Stali* (Moscow: Metallurgiya: 1973) (in Russian).
14. V. P. Morozov and V. A. Volokhov, *Metally*, No. 3: 70 (1991) (in Russian).
15. S. S. Diyachenko, *Obrazovanie Austenita v Zhelezouglerodistykh Splavakh* (Moscow: Metallurgiya: 1982) (in Russian).
16. K. Z. Shepelyakovskiy and G. A. Ostrovskaya, *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, No. 7: 16 (1967) (in Russian).
17. S. P. Oshkaderov, S. V. Prikhodko, and R. V. Televich, *Zavodskaya Laboratoriya*, No. 2: 37 (1991) (in Russian).
18. V. Y. Gorynin, *Voprosy Materialovedeniya*, No. 3: 55 (2008) (in Russian).
19. G. R. Speich and A. Szirmae, *Trans. AIME*, **245**: 1063 (1969).
20. R. R. Judd and W. Paxton, *Trans. AIME*, **242**: 206 (1968).
21. C. I. Garcia and A. J. Deardo, *Met. Trans.*, **12A**: 521 (1981).

22. J. Huang, W. J. Poole, and M. Militzer, *Met. Mat. Trans. A*, **35**: 3363 (2004).
23. Yu. A. Garasym, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **25**, No. 10: 1355 (2003) (in Russian).
24. R. A. Grange, *Metallurgical Transaction*, **2**, No. 2: 417 (1971).
25. K. P. Bunin, B. F. Martsiniv, N. I. Repina, and F. I. Yatsenko, *Metallofizika*, No. 40: 90 (1972) (in Russian).
26. S. W. Thompson and P. R. Howel, *Sci. Technol.*, **8**, Iss. 9: 777 (1992).
27. R. Grosterlinden, R. Kawalla, U. Lotter, and H. Pircher, *Steel Research. Mater. Technol.*, **63**, No. 8: 331 (1992).
28. G. Kraus, *Metallurgical and Transactions B*, **34**, Iss. 6: 781 (2003).
29. J. D. Verhoeven, *J. Materials Perform.*, **9**, Iss. 3: 286 (2000).
30. E. J. Pickering, *ISIJ International*, **53**, No. 6: 935 (2013).
31. A. Nowotnik, *J. Achiev. Mater. Manufact. Eng.*, **27**, No. 2: 115 (2008).
32. P. Mannan, A. G. Kostryzhev, H. Zurov, and E. V. Pereloma, *Mater. Sci. Eng. A*, **641**: 160 (2015).
33. N. P. Liakishev, V. F. Shamrai, E. B. Rubina, A. P. Bashchenko, and S. V. Malofeev, *Metally*, No. 5: 22 (1995) (in Russian).
34. M. P. Butron-Guillen, J. J. Jonas, and R. K. Rag, *Acta Metall. Mater.*, **42**: No. 11: 3615 (1994).
35. G. Bruchner and G. Cottsein, *ISIJ International*, No. 5: 468 (2001).
36. Z. Remport, *Stal'*, No. 9: 80 (1982) (in Russian).
37. S. A. Golovanenko and O. N. Chevskaya, *Stal'*, No. 12: 51 (1984) (in Russian).
38. Y. L. Yakovleva, N. A. Tereshchenko, D. A. Mirzaev, A. V. Panov, and D. V. Shaburov, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, **104**, No. 2: 212 (2007) (in Russian).
39. G. I. Pogodin-Alekseev, *Dinamicheskaya Prochnost' i Khrupkost' Metallov* (Moscow: Mashinostroenie: 1966) (in Russian).
40. N. P. Liakishev, D. A. Litvinenko, and Yu. D. Morozov, *Stal'*, No. 3: 67 (1982) (in Russian).
41. M. Wolster, H. Heimbach, and K. Forch, *Chernye Metally*, No. 19: 3 (1969) (Russian translation).