



ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ЦИКЛОВ СВАРКИ И ВНЕШНЕГО НАГРУЖЕНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 17Х2М

Л. И. МАРКАШОВА, д-р техн. наук, академик НАН Украины Г. М. ГРИГОРЕНКО, В. Д. ПОЗНЯКОВ, Е. Н. БЕРДНИКОВА, кандидаты техн. наук, Т. А. АЛЕКСЕЕНКО, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изучены структурно-фазовые превращения в образцах высокопрочной низколегированной стали 17Х2М при различных скоростях охлаждения, имитирующих различные процессы сварного и последующего их деформирования по мере нарастания внешней нагрузки. Выполнена аналитическая оценка конкретного вклада структур, формирующихся в зоне сварки, в показатели механических свойств, а также величины распределения деформаций, остаточных внутренних напряжений и их градиентов, локализованных вдоль границ структурно-фазовых составляющих.

Ключевые слова: высокопрочная сталь, имитация сварки, структурно-фазовые параметры, упрочнение, механические свойства, прогнозирование свойств, локализация деформации, локальные внутренние напряжения, теоретическая прочность

Наиболее значимыми характеристиками высокопрочных сталей и их сварных соединений являются высокий предел текучести, низкая температура хрупкого перехода, хорошая свариваемость, позволяющие получить надежное в эксплуатации сварное соединение [1–7]. Разработан и ряд критериев оценки свариваемости таких, как эквивалентное содержание углерода $C_{\text{ЭКВ}}$ [8], вероятный параметр трещинообразования [9], максимальная твердость металла ЗТВ [10], относительный показатель скорости охлаждения [11] и др., учитывающие в основном химический состав стали, влияние легирования на максимальную твердость в металле ЗТВ, интенсивность общего напряженного состояния и ряд других факторов (кинетику фазовых переходов при охлаждении аустенита, изменения скорости диффузии элементов в широком температурном интервале, роль формирующихся структур, режимов охлаждения) [5–7]. К сожалению, предложенные критерии не дали надежных результатов по оценке условий получения качественных (по свойствам прочности и трещиностойкости) сварных соединений даже для ограниченных условий сварки [11, 12], а расчетные значения, например, HV_m [13] лишь в отдельных случаях близки к реальным.

В дальнейшем при оценках критерия трещинообразования, рассмотренных в работе [9], были учтены заметные отклонения в предложенных зависимостях [14] для сталей с расширенным пределом легирования [15]. В процессе анализа мно-

гочисленных экспериментальных данных и аналитических зависимостей было обращено внимание и на роль структурных факторов в формировании свойств и эксплуатационных характеристик соединений высокопрочных сталей [16, 17]. Вместе с тем разнообразие механизмов превращения аустенита при охлаждении в металле ЗТВ в широком температурном интервале, сложности влияния легирования, технологических режимов сварки и ряда других факторов оценки по предложенным уравнениям без объективной экспериментальной информации о реальных структурных состояниях металла, особенно в проблемных зонах сварных соединений, не дают достаточной точности. Это обстоятельство подтверждает необходимость расширения экспериментальных (в том числе и на различных структурных уровнях) исследований этих процессов.

В настоящей работе представлены некоторые результаты исследований в этом направлении: особенности структурных изменений в металле сварных соединений при характерных термометформационных условиях сварки; роль каждого из структурных параметров (фазовых составляющих, зеренной, субзеренной и дислокационной структуры, химического состава, фазовых выделений и т. п.) в изменении механических свойств в различных зонах соединений; структурные условия, механизмы нарастания локальных внутренних напряжений и повреждаемости в сварных соединениях под действием технологических параметров сварки и внешнего нагружения; выявление условий и механизмов релаксации напряжений (пластической релаксации, либо релаксации путем трещинообразования с хрупким разрушением), а также структурных параметров, играющих определяющую роль в процессах повышения



внутренних напряжений и механизмов их релаксации.

Материалы и методики исследований. Первый этап работы выполняли на образцах высокопрочной низколегированной стали 17X2M следующего состава, мас. %: 0,17 С; 1,55 Сr; 0,3 Мо; 0,11 Ni; 0,6 Mn; 0,2 Si; 0,006 S; 0,014 Р при скоростях охлаждения $w_{6/5} = 2,5$ и 20 °С/с. Исследования проводили на образцах непосредственно после термообработки по термическому циклу сварки (ТЦС) и последующего их деформирования растяжением при изменяющейся внешней нагрузке $P_{внеш}$ примерно от $0,7\sigma_{0,2}$ до $0,8\sigma_B$. Образцы сечением 13×13 мм длиной 150 мм нагревали проходящим током ($v_{нагр} = 150$ °С/с) до температуры 1250...1300 °С, а затем охлаждали по заданной программе с разными скоростями.

Структурно-фазовые, концентрационные изменения, характер распределения и плотность дефектов кристаллической решетки в металле шва и различных участках металла ЗТВ изучали с использованием оптической металлографии, аналитической растровой электронной микроскопии (СЭМ-515, фирмы «Philips», Голландия) и микродифракционной просвечивающей электронной микроскопии (JEM-200СХ фирмы «JEOL», Япония). Комплексные исследования дали возмож-

ность получить экспериментальную информацию на различных структурных уровнях — от макро(зеренного) до микро(дислокационного), что позволило оценить дифференцированный вклад отдельных структурно-фазовых составляющих и других структурных параметров в изменение общего (интегрального) значения прочностных характеристик $\sigma_{0,2}$, σ_B , а также распределение локализованной деформации $\epsilon_{л}$ и локальных внутренних напряжений $\tau_{вн}$ в различных зонах сварных соединений.

Результаты эксперимента. Исследованы следующие структурные параметры: тип фазовых составляющих (бейнита верхнего B_v , нижнего B_n , мартенсита М); размер зерен D_3 , объемная доля фаз V_d , формирующихся в различных участках металла ЗТВ, а также соответствующие изменения микротвердости HV для условий с минимальной скоростью охлаждения $w_{6/5} = 2,5$ °С/с. Установлено, что структура в I зоне металла ЗТВ (участок крупного зерна — перегрева, рис. 1, б; 2, а) представлена зернами верхнего и нижнего бейнита (B_v , B_n) при $D_{B_n} = 45...108$ мкм; $V_d(B_v) \sim 58$ %; $HV_{B_n} = 2500...2700$ МПа — для B_v и $D_{B_v} = 22...80$ мкм; $V_d(B_v) \sim 25$ %; $HV_{B_v} = 3000...3400$ МПа — для B_n с ферритными оболочками (ФО) толщиной 6...7 мкм. Для участка нормализации (II зона, рис. 1, б; рис. 2, б) характерно изменение структуры с увеличением объемной доли ферритно-перлитной составляющей, в том числе толщины ФО, резкое уменьшение размеров зерен (в 2 раза) при незначительном изменении микротвердости структурных элементов. Для участка неполной перекристаллизации (III зона, рис. 1, б; рис. 2, в) характерна мелкозернистая структура ($D_3 = 15...30$ мкм) при объемной доле феррита $V_d(\Phi) = 40$ %. IV зона ЗТВ характеризуется преимущественно ферритно-перлитной мелкозернистой структурой ($D_3 = 10$ мкм) при почти равной доле феррита и перлита, микротвердость для перлита и феррита соответственно $HV 2450...2600$ МПа и $HV 1800...1900$ МПа (см. рис. 1, а).

Исследованием тонкой структуры на просвет рассматривали наиболее существенные с точки зрения пластичности и трещиностойкости факторы — изменение плотности и распределения дислокаций в различных элементах структуры (во внутренних объемах и вдоль границ) и характер формирования субструктуры во внутренних объемах субзерен. Что касается дислокационной структуры,

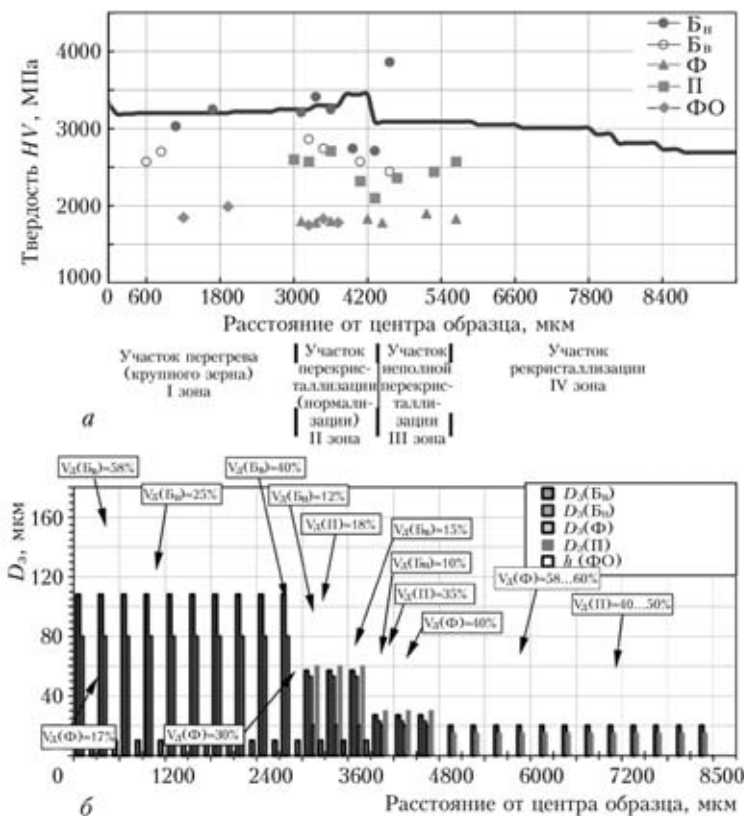


Рис. 1. Структурные параметры стали 17X2M по всем участкам металла ЗТВ при $w_{6/5} = 2,5$ °С/с: а — микротвердость металла ЗТВ; б — размер структурно-фазовых составляющих

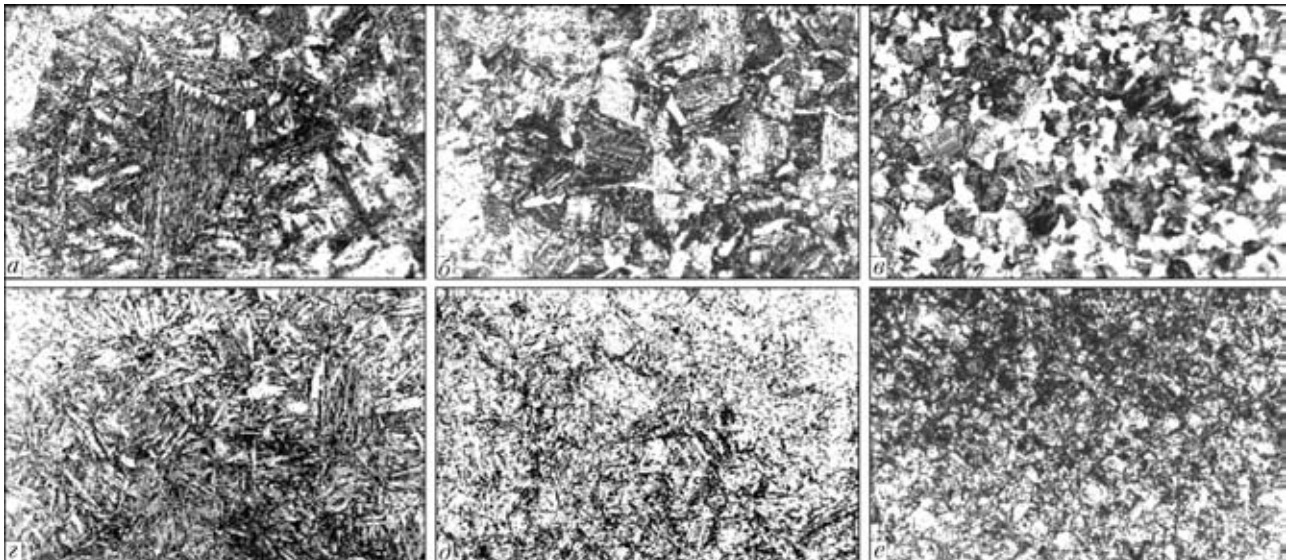


Рис. 2. Микроструктура (X320) металла ЗТВ (сталь 17X2М, имитация сварки) при различных скоростях охлаждения $w_{6/5} = 2,5$ (а-в) и 20 °C/c (г-е): а, г — участок перегрева; б, д — участок нормализации; в, е — неполной перекристаллизации

следует отметить следующее: вдоль всех участков ЗТВ (от I до IV) наблюдается невысокая объемная плотность дислокаций ($\rho \sim 2...4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) при их равномерном распределении. Причем наименьшие значения объемной плотности дислокаций характерны для I участка ЗТВ, хотя субструктура в этой зоне недостаточно четко выражена — субграницы широкие, размытые, с невысокими углами разориентировки (θ до 5°), что свидетельствует о протекании начальных стадий формирования субструктуры в зоне перегрева — крупного зерна (рис. 3, а-в). Распределение дислокаций в приграничных зонах несколько иное: характерно, что вдоль межзеренных границ (преимущественно по границам верхнего бейнита) формируются протяженные дислокационные скопления с высокой плотностью ($\rho \sim 8...9 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$), что создает в таких элементах структуры высокий градиент дислокационной плотности (от $1...3 \cdot 10^{10}$ до $9 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) (рис. 3, а, б).

С увеличением скорости охлаждения ($w_{6/5} = 20$ °C/c) наблюдаются следующие структурные изменения (рис. 2, г-е, 3, г-е). При общем значительном измельчении структуры (примерно в 1,2...1,7 раза), особенно в участках перегрева (I зона) и рекристаллизации (IV зона), увеличении микротвердости (HV) в среднем на 10 %, изменяется фазовый состав структурных составляющих металла по всем зонам ЗТВ, значительно повышается (примерно в 2...3 раза) объемная доля нижнего бейнита при уменьшении доли верхнего бейнита (примерно в 4...6 раз); практически полностью отсутствует чисто ферритная составляющая и формируется мартенситная структура (с микротвердостью $HV \sim 4200...4700$ МПа), объемная доля которой сравнительно равномерно изменяется примерно от 30 до 17 % (при переходе от I к IV

зоне ЗТВ). В условиях с минимальной скоростью охлаждения $w_{6/5} = 2,5$ °C/c мартенситная составляющая практически отсутствует.

Для тонкой структуры металла (плотность дислокаций, характер их распределения, размеры и особенности структурных элементов) в металле ЗТВ при увеличении скорости охлаждения следует отметить следующее.

На фоне увеличения объемной (внутризеренной) плотности дислокаций возрастает также неравномерность их распределения. Несколько выше плотность дислокаций на границах пакетов, рек Б_в, в основном в области расположения карбидных выделений вдоль рек Б_в, где она достигает примерно $(1...1,2) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Однако на фоне общего увеличения плотности дислокаций градиент между объемной и зернограничной дислокационной плотностью для условий с высокоскоростным охлаждением значительно уменьшается, т.е. $\Delta\rho_{w_2} < \Delta\rho_{w_1}$ (рис. 3, г, д).

Таким образом, в образцах стали 17X2М после имитации процесса сварки в наиболее проблемной зоне ЗТВ (особенно в I) при переходе от минимальной к максимальной скорости охлаждения происходит изменение прежде всего фазового состава металла ЗТВ (от бейнитно-ферритной при $w_{6/5} = 2,5$ °C/c до бейнитно-мартенситной структуры при $w_{6/5} = 20$ °C/c), что сопровождается увеличением объемной доли нижнего бейнита в результате уменьшения верхнего бейнита и возрастания микротвердости по всем зонам ЗТВ. Кроме того, происходит общее измельчение структуры и субструктуры, увеличение плотности дислокаций при одновременном уменьшении их градиентов вдоль границ.

Экспериментальная база данных (оптическая, аналитическая растровая, просвечивающая элек-



тронная микроскопия) позволила оценить вклад каждого из структурных параметров в изменение прочностных свойств ($\sigma_{0,2}$, рис. 4) и свойств пластичности (K_{1c} , рис. 5). При этом принимали, что общее (интегральное) значение $\sigma_{0,2}$, согласно зависимости Арчарда [18], является суммарным значением, состоящим из ряда составляющих, а именно: σ_0 — сопротивление решетки металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса–Набарро) [19]; $\Delta\sigma_{Т,р}$ — упрочнение твердого раствора легирующими элементами и примесями (твердорастворное упрочнение) [20]; $\Delta\sigma_3, \Delta\sigma_c$ — упрочнения за счет изменения величины зерна и субзерна, согласно зависимости Холла–Петча (зернограницное и субструктурное упрочнение) [18, 21–23]; $\Delta\sigma_{п}$ — упрочнение за счет перлита [20]; $\Delta\sigma_{д}$ — дислокационное упрочнение, обусловленное междислокационным взаимодействием [24, 25]; $\Delta\sigma_{д,у}$ — упрочнение за счет дисперсных частиц по Оровану (дисперсионное упрочнение) [26, 27].

Сравнение изменения механических (прочностных) свойств по ЗТВ (при аналитической оценке

вклада различных параметров структуры, рис. 4, а, в) показывает, что общий уровень $\sigma_{0,2}$ (рис. 4, з) по всем участкам ЗТВ при увеличении скорости охлаждения повышается примерно на 30 %, что связано с возрастанием в основном вклада субзеренного ($\Delta\sigma_c$) упрочнения в структурах B_H ($\Delta\sigma_c \sim 240 \dots 280$ МПа). Минимальный вклад в упрочнение вносит зеренная структура ($\Delta\sigma_3 \sim 80$ МПа), несомненно превышает это значение вклад в $\sigma_{0,2}$ от дислокационной структуры ($\Delta\sigma_{д} \sim 100 \dots 110$ МПа, что составляет менее 10 % общего уровня $\sigma_{0,2}$). Зеренное упрочнение ($\Delta\sigma_3 \sim 180$ МПа) превалирует в IV зоне ЗТВ.

Таким образом, экспериментально-аналитический анализ свидетельствует о возрастающем влиянии структуры (особенно B_H) на улучшение прочностных свойств по ЗТВ высокопрочной стали 17X2M, особенно по мере повышения скорости охлаждения в процессе сварки.

Поскольку оценка механических свойств по формирующимся структурам позволяет выявить структурные параметры, влияющие на снижение, либо повышение свойств металла сварных соединений, то, используя принятый подход, появляется возможность прогнозировать механические свойства соединений в зависимости от структурного состояния свариваемых материалов [28–30].

Пример такого прогнозирования для высокопрочных сталей по наиболее значимым структурным параметрам приведен на рис. 6. Из рисунка видно, как может изменяться $\sigma_{0,2}$ для стали в зависимости от величины зерна D_3 , субзерна d_c , плотности дислокаций ρ , размеров и эффективного расстояния между частицами фазовых выделений λ_c и содержания перлитной составляющей П. Наибольший вклад в приращение $\sigma_{0,2}$ ($\Delta\sigma_{0,2}$) вносят частицы фазовых выделений, измельчение зерна и субзерна. Причем максимальные значения приращения $\Delta\sigma_{0,2}$ (более 100 МПа) могут быть получены при измельчении зерна до 10 мкм и менее и субзерна до порядка 1 мкм. Что касается дисперсионного упрочнения, то наибольший эффект дают дисперсные частицы до 1 мкм, а именно частицы порядка 0,1 мкм и менее.

Второй этап структурно-аналитического исследования влияния структуры на свойства соединений высокопрочной стали связан с анализом картины зоны распределения и локализации деформации $\epsilon_{д}$, а также внутренних напря-

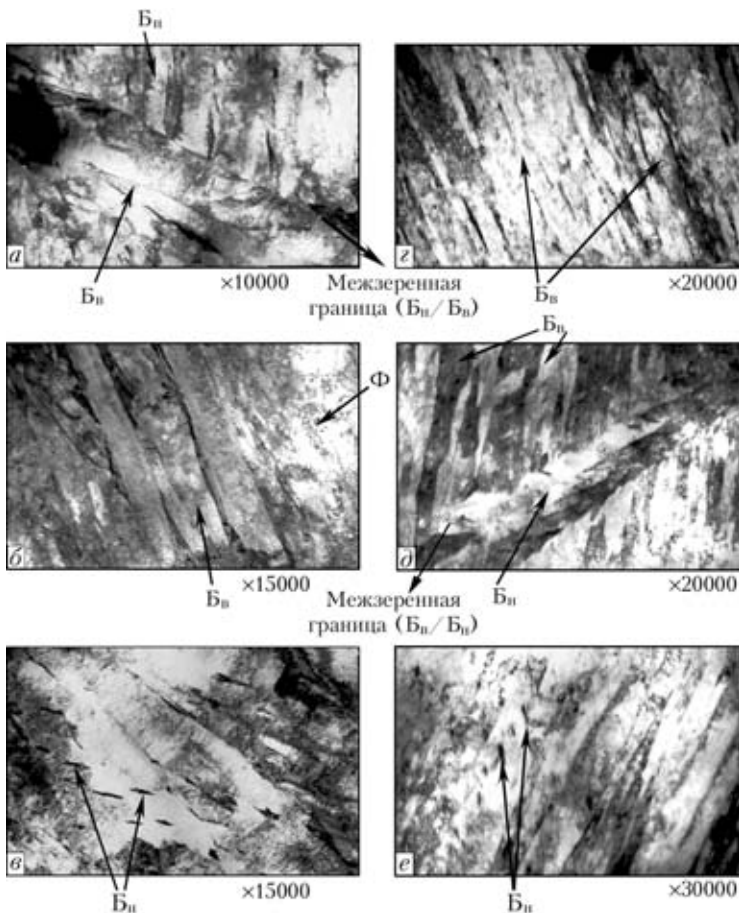


Рис. 3. Тонкая микроструктура стали 17X2M (имитация сварки) в участке полной перекристаллизации при скоростях охлаждения $w_{6/5} = 2,5$ (а–в) и 20 °C/с (г–е) (характерные структуры B_B, B_H, Φ и границы их сопряжений отмечены стрелками)

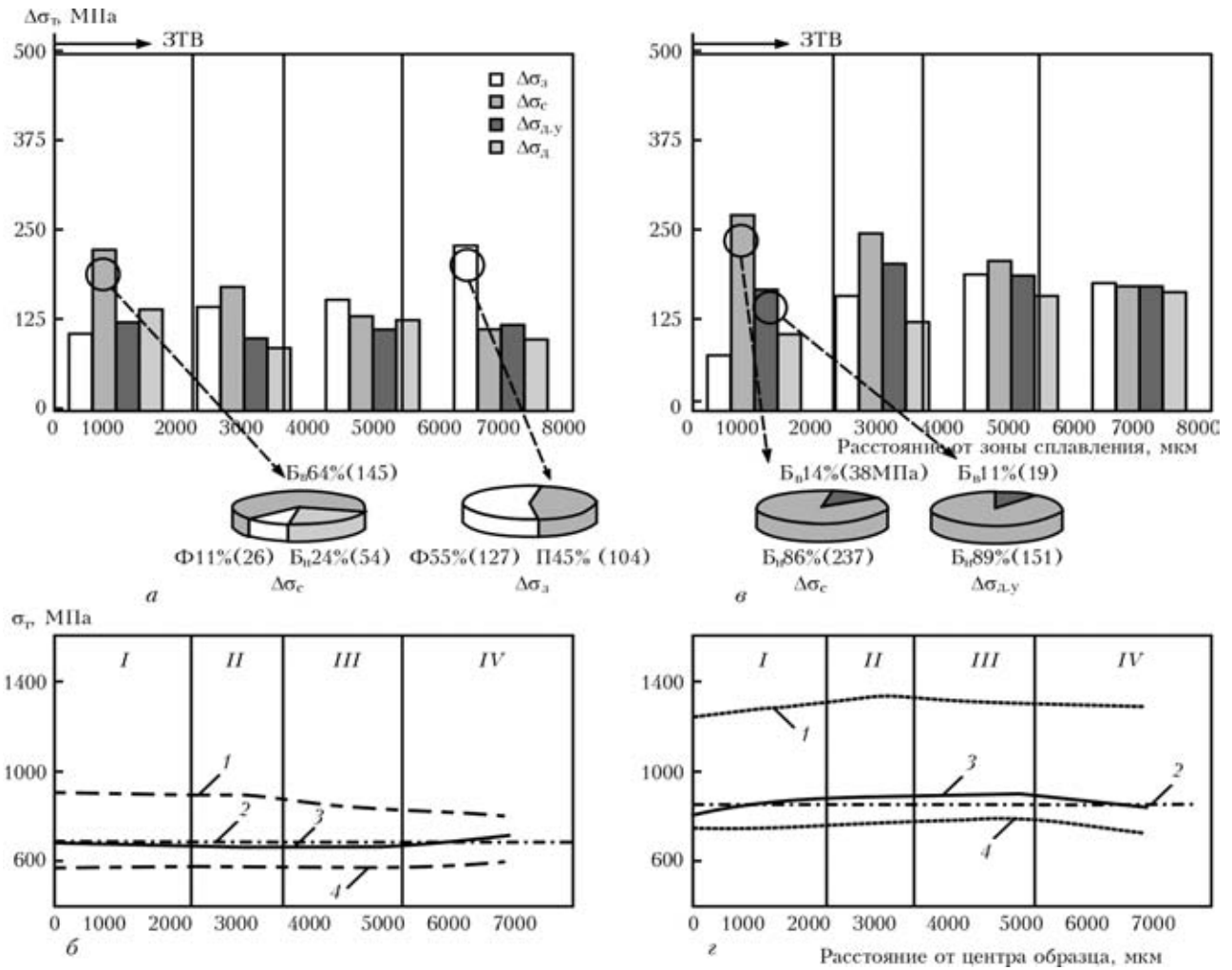


Рис. 4. Гистограммы и секторные диаграммы (а, в), отражающие дифференцированный вклад отдельных структурных параметров (величины зерна, субзерна, плотности дислокаций, фазовых выделений) в приращение предела текучести $\Delta\sigma_T$ и общее (интегральное) изменение σ_T (б, г) по всем зонам ЗТВ, для минимальной ($w_{6/5} = 2,5 \text{ }^\circ\text{C/c}$ — а, б) и максимальной ($w_{6/5} = 20 \text{ }^\circ\text{C/c}$ — в, г) скоростей охлаждения: 1 — $\sigma_{T \text{ max}}$; 2 — $\sigma_{0,2 \text{ испыт}}$; 3 — $\sigma_{T \text{ расч}}$; 4 — $\sigma_{T \text{ min}}$

жений $\tau_{\text{вн/л}}$ — концентраторов внутренних напряжений для оценки уровня этих напряжений относительно теоретической прочности материала. Кроме того, анализировалась динамика изменения ($\epsilon_{\text{д}}$; $\tau_{\text{вн/л}}$) в зависимости от условий охлаждения сварного соединения и последующего внешнего силового воздействия на металл ЗТВ $P_{\text{внеш}}$. Поставленная задача имеет ключевое значение, поскольку процессы замедленного разрушения и трещиностойкость непосредственно связаны с формированием концентраторов внутренних напряжений, т. е. очагов зарождения и распространения трещин [31]. Такая задача решается с учетом реальных картин распределения и оценки плотности дислокаций в структурах различного типа.

Изменения внутренних напряжений $\tau_{\text{вн/л}}$, градиентов этих напряжений $\Delta\tau_{\text{вн/л}}$, уровня локализованной деформации $\epsilon_{\text{д}}$ в зависимости от типа формирующихся структур оценивали по известным зависимостям для $\tau_{\text{вн}}$ [32]:

$$\tau_{\text{вн}} = Gbh\rho/\pi(1 - \nu),$$

где G — модуль сдвига; b — вектор Бюргерса; h — толщина фольги ($2 \cdot 10^{-5}$ см); ν — коэффициент Пуассона.

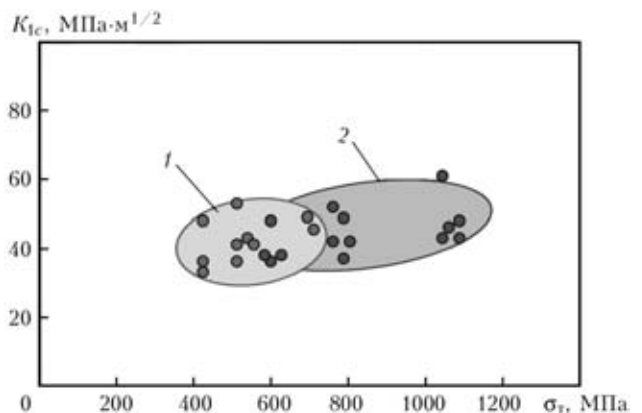


Рис. 5. Вероятностное изменение показателя K_{1c} в термообработанной по ТЦС стали 17Х2М (I участок) в результате внешнего силового воздействия на металл: 1 — $w_{6/5} = 2,5$; 2 — $20 \text{ }^\circ\text{C/c}$

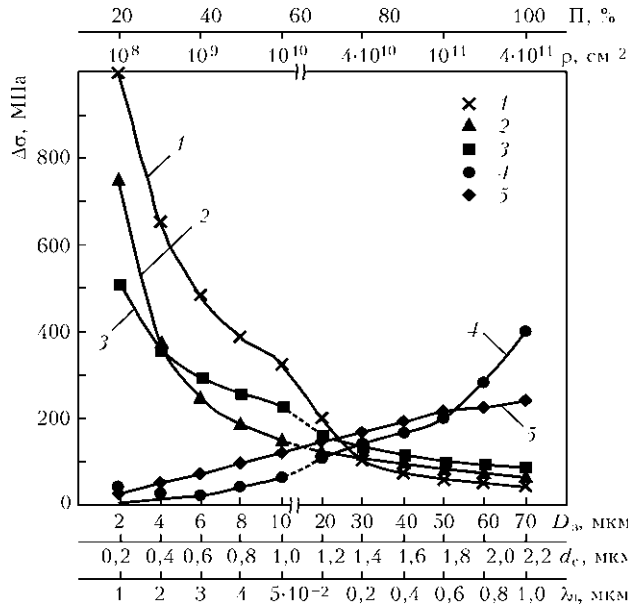


Рис. 6. Изменение предела текучести $\sigma_{0,2}$ термообработанной по ТЦС стали 17Х2М в зависимости от структурно-фазовых параметров: 1 — дисперсионное упрочнение; 2 — субзеренное; 3 — зернограничное; 4 — дислокационное; 5 — перлитное

Локализованную деформацию $\epsilon_{л}$ определяли по зависимости Конрада [33]:

$$\epsilon_{л} = \alpha_1 \rho b S,$$

где α_1 — коэффициент, связывающий деформацию растяжения со сдвиговой деформацией, равный 1,4; S — среднее расстояние перемещения дислокаций в процессе нагружения, которое практически соответствует параметрам субструктуры [34].

Экспериментальные данные относительно характера распределения дислокаций, их плотности в дислокационных скоплениях, а также полученные на их основе расчетные значения уровня локализованных в этой зоне внутренних напряжений в привязке к структурам (нижний и верхний бейнит, феррит, мартенсит и т. п.), формирующимся в металле ЗТВ сварных соединений, представлены на рис. 7.

Так, для структур верхнего и нижнего бейнита (как наиболее характерных для стали структурных составляющих) установлено следующее. Наиболее плотные и протяженные ($\sim 1,2...3$ мкм) дислокационные скопления с высокой плотностью дислокаций ($\rho \sim (8...9) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) формируются преимущественно вдоль сплошных цементитных пластин, направленных по границам верхнего бейнита, вследствие чего концентраторы напряжений в структурах такого типа формируются преимущественно по границам зерен, а значения локализованных вдоль границ напряжений $\tau_{вн}$ и деформаций $\epsilon_{л}$ имеют порядок $\tau_{вн} = 1500...1700$ МПа, что соответствует примерно

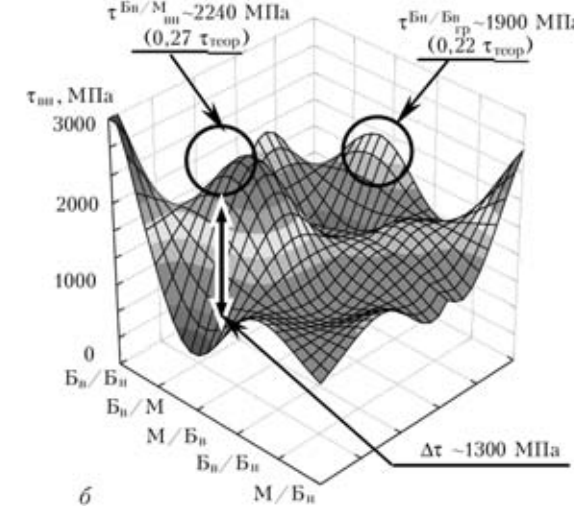
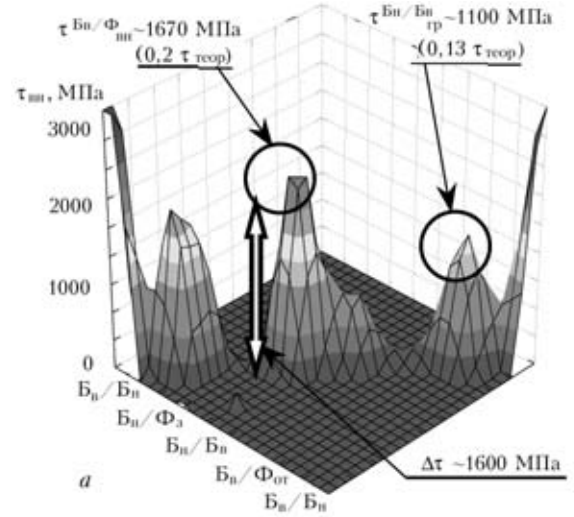


Рис. 7. Расчетные значения внутренних напряжений $\tau_{вн}$, формирующихся в зонах локализации $B_{вн}$, $B_{н}$, Φ и границ их сопряжений в участке полной перекристаллизации стали 17Х2М при различных скоростях охлаждения: а — $w_{6/5} = 2,5$; б — 20 °С/с

$0,2\tau_{теор}$ (значения теоретической прочности) и $\epsilon_{л}$ до 40% (см. рис. 3, а). Напротив, дислокационные скопления в структурах нижнего бейнита отличаются значительно меньшей протяженностью ($l \sim 0,4...0,7$ мкм), распределены по внутреннему объему реек бейнита (в соответствии с расположением карбидов в структуре) и, кроме того, плотность дислокаций в таких скоплениях существенно уменьшается (до $\rho \sim 2...4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$), что способствует не только рассредоточению, но и уменьшению как уровня внутренних напряжений в зонах их локализации до $\tau_{вн} = 370...740$ МПа ($\sim 0,04...0,09\tau_{теор}$), так и локализованной деформации $\epsilon_{л} \sim 10...20$ % (см. рис. 3, в).

Кроме того, следует отметить, что наиболее высокие значения локальных внутренних напряжений $\tau_{вн}$, их градиентов $\Delta\tau_{вн}$ и областей локализации деформации $\epsilon_{л}$ наблюдаются, как правило, в зоне сопряжения крупнозернистых, существенно отличающихся по физическим характеристикам фа-

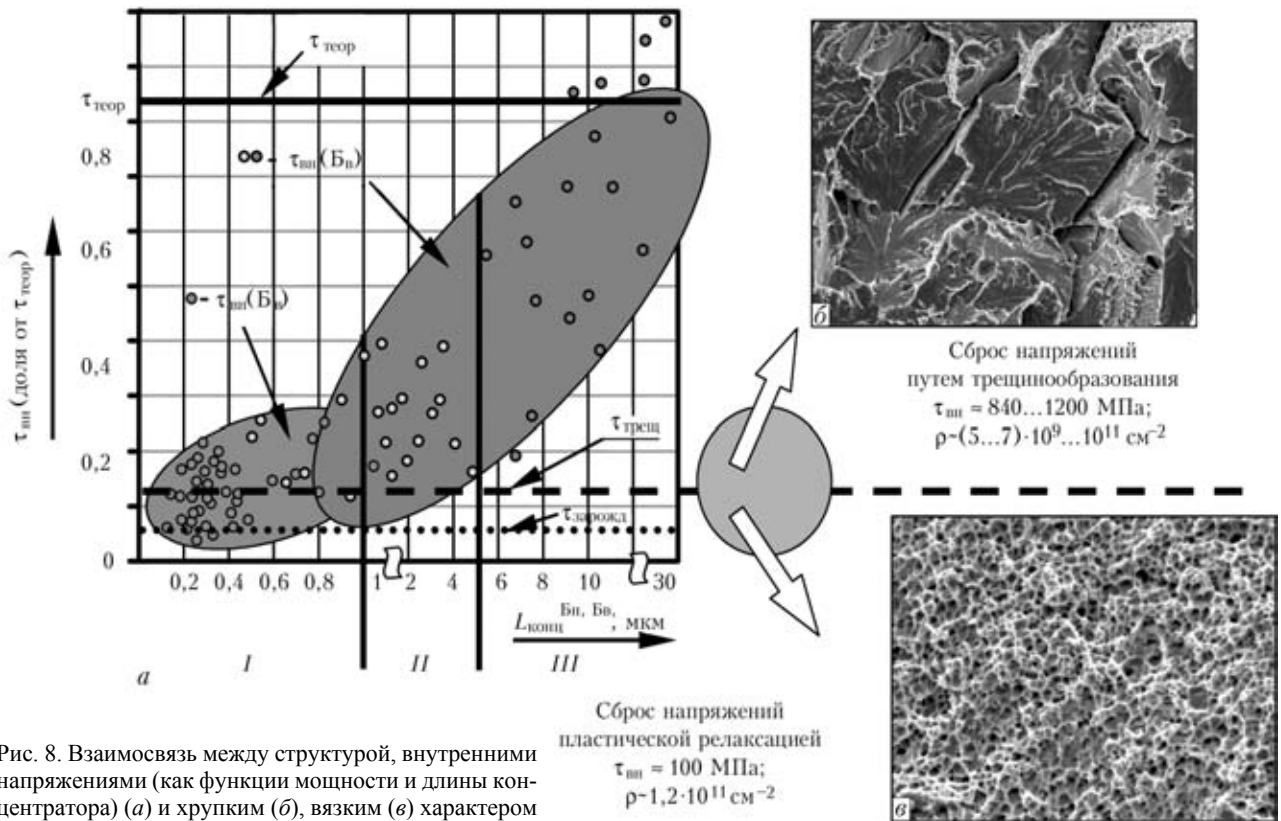


Рис. 8. Взаимосвязь между структурой, внутренними напряжениями (как функции мощности и длины концентратора) (а) и хрупким (б), вязким (в) характером разрушения (X240)

зовых составляющих, например: бейнит верхний/феррит ($\Delta\tau_{Бв/Ф} = 1600$ МПа; $\epsilon_{л} \sim 40$ %) и т. д. (рис. 7, а). Наиболее однородное распределение и сравнительно равномерное по величине $\tau_{вн}$ наблюдается при формировании мелкодисперсных структур преимущественно нижнего бейнита и отпущенного мартенсита $\tau_{м} = 1900$ МПа, $\Delta\tau_{м/Бн} = 400...900$ МПа, $\epsilon_{л} \sim 10...20$ % (рис. 7, б).

Таким образом, сопоставление результатов экспериментальных исследований и соответствующая аналитическая их оценка показывают, что распределение остаточных локальных внутренних напряжений и деформаций в значительной степени зависит от структурно-фазового состояния металла шва и ЗТВ. Высокоградиентные концентраторы внутренних напряжений характерны для металла ЗТВ сварных соединений стали 17Х2М, сварка которых осуществлялась на пониженных режимах ($w_{6/5} = 2,5$ °С/с). Картина усугубляется и тем, что в данном случае увеличивается объемная доля проблемной (с точки зрения формирования концентраторов напряжений) структуры, а именно — структуры верхнего бейнита. Кроме того, зона с формированием резких градиентов внутренних напряжений $\Delta\tau_{вн}$, являющихся потенциальными очагами зарождения и распространения трещин, являются в данном случае и области смежных микрообъемов бейнита и ФО (рис. 7, а).

При повышении скоростей охлаждения $w_{6/5}$ до 20 °С/с общий уровень $\tau_{вн}$ повышается (примерно до 2200 МПа), однако поле распределения $\tau_{вн}$ сравнительно равномерно, резких градиентов не наблюдается, что обеспечивается превалирующим формированием структур типа нижнего бейнита (см. рис. 3, е).

Другой вопрос, имеющий особое практическое значение: каким образом локализованные остаточные напряжения изменяются в условиях внешнего нагружения и структуры какого типа будут способствовать пластической релаксации (путем дислокационного скольжения и поворотов структурных элементов) и, таким образом, пластическому «сбросу» нарастающих внутренних напряжений в этих условиях, а какие структуры спровоцируют резкое возрастание локальных напряжений до критического уровня, т. е. значения теоретической прочности, с последующим хрупким разрушением. Следует подчеркнуть, что реализация того, либо другого механизма релаксации напряжений зависит не только от мощности локального концентратора внутренних напряжений $\Delta\tau_{вн/л}$, но и от длины концентратора $L_{конц}$. Так, при его незначительной протяженности (около 1 мкм), что характерно прежде всего для структур нижнего бейнита, концентратор, обычно заблокированный препятствиями (фазовыми выделениями, суб- и межзеренными границами и т. п.), как правило, способствует фрагментации струк-



туры. Именно факт фрагментации, т. е. диспергирование структуры, расширяет возможности пластической релаксации, поскольку к обычным дислокационным механизмам к «сбросу» напряжений подключается дополнительный — ротационный механизм, весьма активно, как правило, работающий за счет облегченности разворотов фрагментированных мелкодисперсных структур.

В случае формирования концентраторов внутренних напряжений значительной протяженности ($L_{\text{конц}} > 5 \dots 10$ мкм), что отмечено для структур верхнего бейнита, зарождение, рост трещин и последующее за ним хрупкое разрушение реализуется практически беспрепятственно. Эти процессы проиллюстрированы на диаграмме (рис. 8, а), на которой представлено изменение протяженности концентратора внутренних напряжений в различных структурных составляющих и смена характера разрушения (хрупкий, рис. 8, б, либо вязкий излом, рис. 8, в) в зависимости от этих факторов.

Выполненные оценки $\tau_{\text{вн/л}}$ для обозначенных выше структур металла ЗТВ, формирующихся при различных скоростях охлаждения ($w_{6/5} = 2,5$ и 20 °С/с) и их динамики в поле внешних нагрузок $P_{\text{внеш}}$ при переходе от состояния непосредственно после сварки P_0 до $P_{\text{внеш}} \sim 0,8\sigma_{\text{в}}$ показали следующее. При условиях, когда сварные соединения охлаждаются с низкими скоростями ($w_{6/5} = 2,5$ °С/с), наиболее критичными структурными зонами являются зоны сопряжения верхнего бейнита с ферритом. В состоянии после сварки уровень $\tau_{\text{вн/л}}$ в них достигает примерно 1700 МПа ($0,2\tau_{\text{теор}}$). При последующем внешнем нагружении ($P_{\text{внеш}} \sim 0,8\sigma_{\text{в}}$) значение локальных напряжений в соответствующих зонах резко возрастает до значений примерно 8400 МПа, т. е. достигает уровня теоретической прочности, что может приводить к зарождению, росту трещин и соответственно к хрупкому разрушению (рис. 8, б). Наиболее критическими с точки зрения замедленного разрушения зонами в условиях, когда $w_{6/5} = 20$ °С/с — зоны, где верхний бейнит граничит с мартенситом и $\Delta\tau_{\text{вн/л}}$ достигает примерно 2200 МПа ($0,27\tau_{\text{теор}}$), то при аналогичном внешнем нагружении ($P_{\text{внеш}} \sim 0,8\sigma_{\text{в}}$) только в указанных зонах уровень $\tau_{\text{вн}}$ может приближаться к значению теоретической прочности. Поскольку объемная доля таких зон в металле ЗТВ составляет около 5 %, то вероятность хрупкого разрушения в таком металле небольшая — в основном наблюдается квазихрупкое или вязкое разрушение (рис. 8, в). Этот факт дополнительно свидетельствует о положительном влиянии структур, формирующихся в условиях повышения скоростей охлаждения (особенно это относится к возрастанию доли нижнего бейнита) на повышение свойств пластич-

ности соединений высокопрочных низколегированных сталей.

Выводы

1. Исследования структурно-фазового состояния металла сварных соединений закаливающихся низколегированных высокопрочных сталей, формирующегося при разных скоростях охлаждения и аналитическая оценка их влияния на механические свойства показали, что наибольший вклад в повышение предела текучести $\sigma_{0,2}$ металла ЗТВ стали 17Х2М вносит субструктура, обусловленная в значительной степени фрагментацией нижнего бейнита, а минимальный — зеренная структура.

2. На базе структурно-аналитических оценок сделан прогноз возможных путей повышения прочностных характеристик сварных соединений за счет регулирования их структурно-фазового состава.

3. По характеристикам распределения и плотности дислокаций проанализированы процессы формирования зон локализации деформации и концентраторов внутренних напряжений в зависимости от типа формирующихся при различных режимах сварки ($w_{6/5}$) структур и значений последующего внешнего нагружения. Показано, что наиболее высокий уровень локальных внутренних напряжений характерен для зон, где наблюдается градиент структур (феррит/верхний бейнит и др.). Максимальная плотность и протяженность таких зон — концентраторов напряжений наблюдается при использовании режимов, которые обеспечивают низкую ($w_{6/5} \leq 5$ °С/с) скорость охлаждения сварного соединения, что связано с более высоким содержанием в структуре металла ЗТВ стали 17Х2М верхнего бейнита и общего увеличения размеров зерен.

4. В условиях внешнего нагружения уровень локальных внутренних напряжений (особенно в зонах сопряжения со структурами верхнего бейнита) достигает уровня теоретической прочности.

1. Автоматическая электродуговая сварка / Под ред. Е. О. Патона. — Киев: Машгиз, 1953. — 396 с.
2. Высокопрочная сталь / Под ред. Л. К. Гордиенко. — М.: Металлургия, 1965. — 256 с.
3. Гудремон Э. Специальные стали / Пер. с нем. — М.: Металлургиздат, 1959. — Т. 1. — 801 с.; Т. 2. — 1638 с.
4. Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М. Металлофизика высокопрочных сплавов: Учеб. пособие для вузов. — М.: Металлургия, 1986. — 312 с.
5. Жербин М. М. Высокопрочные строительные стали. — Киев: Будівельник, 1974. — 159 с.
6. Низкоуглеродистые мартенситные стали / Р. И. Энжин, Л. М. Клейнер, Л. И. Коган, Л. Д. Полинина // Изв. АН СССР. Сер. Металлы. — 1979. — № 3. — С. 114–120.
7. Потак Я. М. Высокопрочная сталь / Под ред. М. Л. Бернштейна. — М.: Металлургия, 1972. — 207 с. — (Сер. Успехи современного металловедения).
8. Dahl W. Prüfung der Schweißseignung und Zähigkeit von Druckhalterstählen // Der Stahlbau. — 1974. — 43, № 6. — S. 190, 191.



9. Ito Y., Bessyok. Weldability formula of high strength steels related to heat-affected-zone cracking. — [1968]. — P. 981-991. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-576-68).
10. Coe F. R. Welding steel without hydrogen cracking. — The Welding Inst.: Abington Hall, 1973. — 68 p.
11. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
12. Макаров Э. Л., Чабуркин В. Ф., Лившиц Л. С. Выбор технологии сварки, обеспечивающий стойкость сварных соединений против образования холодных трещин // Свароч. пр-во. — 1972. — № 8. — С. 30-32.
13. Гривняк И., Питрунова М., Заяц Я. Измерение и расчет максимальной твердости околосшовной зоны сварных соединений конструкционных сталей // Применение математических методов при изучении свариваемости: Докл. II симпоз. СЭВ. — София, 1983. — Ч. 2. — С. 213-221.
14. Влияние реактивных напряжений на образование трещин в корне шва при сварке высокопрочных сталей / Н. SaSaki, K. Watanabe, S. Kirihare, T. Onuta // J. Japan Welding Soc. — 1974. — 43, № 1. — P. 3-14.
15. Касаткин О. Г., Мусияченко В. Ф. Расчет режима сварки высокопрочной стали // Автомат. сварка. — 1977. — № 10. — С. 11-5.
16. Касаткин О. Г., Зайффарт П. Интерполяционные модели для оценки фазового состава зоны термического влияния при дуговой сварке низколегированных сталей // Там же. — 1984. — № 1. — С. 7-11.
17. Касаткин О. Г. Расчет режимов сварки и свойств сварных соединений низколегированных сталей повышенной прочности. — Киев: Об-во «Знание» УССР, 1987. — 24 с.
18. Сузуки Х. О пределе текучести поликристаллических металлов и сплавов // Структура и механические свойства металлов. — М.: Металлургия, 1967. — С. 255-260.
19. Эшби И. Ф. О напряжении Орована // Физика прочности и пластичности. — М.: Металлургия, 1972. — С. 88-107.
20. Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М. Металлофизика высокопрочных сплавов. — М.: Металлургия, 1986. — 307 с.
21. Конрад Г. Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов // Сверхмелкое зерно в металлах / Под ред. Л. К. Гордиенко. — М.: Металлургия, 1973. — С. 206-219.
22. Армстронг Р. В. Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном // То же. — С. 11-40.
23. Petch N. J. The cleavage strength of polycrystalline // J. Iron and Steel Inst. — 1953. — 173, № 1. — P. 25-28.
24. Orowan E. Dislocation in Metals. — New York: AIME, 1954. — 103 p.
25. Ashby M. F. Mechanisms of deformation and fracture // Adv. Appl. Mech. — 1983. — 23. — P. 118-177.
26. Келли А., Николсон Р. Дисперсное твердение. — М.: Металлургия, 1966. — 187 с.
27. Ebelling R., Ashby M. F. Yielding and flow of two phase copper alloys // Phil. Mag. — 1966. — 13, № 7. — P. 805-809.
28. Кривтеруй оценки механических свойств соединений разнородных материалов / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. В. Арсенюк, Е. Н. Бердникова // Сб. междунар. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», 16-20 сент. Кацивели, Крым. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2002. — С. 107-113.
29. Структурный подход к оценке механических свойств в ЗТВ соединений сталей и сплавов / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. В. Арсенюк и др. // Там же. — 2004. — С. 174-179.
30. Структурные факторы, определяющие свойства прочности, пластичности и разрушение сварных соединений / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков и др. // Там же. — 2008. — В печати.
31. Фридман Я. Б. Механические свойства металлов. — М.: Машиностроение, 1974. — 368 с.
32. Теоретическое и экспериментальное исследование дисклинаций / Н. А. Конева, Д. В. Лычагин, Л. А. Теплякова, Э. В. Козлов. — Л.: Изд-во ЛФТИ, 1986. — 116 с.
33. Conrad H. Effect of grain size on the lower yield and flow stress of iron and steel // Acta Metallurgica. — 1963. — № 11. — P. 75-77.
34. Кэ А. С. Прямое наблюдение несовершенств в кристаллах. — М.: Металлургия, 1964. — 160 с.

Structural-phase transformations in samples of high-strength low-alloy 17Kh2M steel were studied when using different cooling rates simulating different processes of their welding and subsequent deformation at increase of external load. Analytical evaluation of the specific contribution of structures formed in the welding zone to mechanical property values, as well as distribution of deformations, residual inner stresses and their gradients localized along the boundaries of structural-phase components, was made.

Поступила в редакцию 17.12.2008