

РОЛЬ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В ФОРМИРОВАНИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР

А.Н. Маковецкий, Д.А. Мирзаев

THE ROLE OF PRELIMINARY HEAT TREATMENT IN FORMATION OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF PIPELINE STEELS QUENCHED FROM INTERCRITICAL TEMPERATURE RANGE

A.N. Makovetsky, D.A. Mirzaev

Изучено влияние предварительной термической обработки на твердость, ударную вязкость закаленной из межкритического интервала (МКИ) температур стали 13ХФА. Полученные результаты уточнены исследованием микроструктуры. Выявленные закономерности влияния исходной микроструктуры на ударную вязкость закаленной из МКИ и отпущенной стали подтверждены и дополнены исследованиями стали 20ХГ2Б.

Ключевые слова: предварительная термическая обработка, закалка из межкритического интервала, трубные стали, ударная вязкость, микроструктура.

Influence of preliminary heat treatment on the hardness and impact toughness of 13KhFA steel quenched from intercritical temperature range is studied. Results are clarified by microstructural investigation. Revealed effects of prior microstructure on impact toughness of intercritically quenched and tempered steel are supported and supplemented with investigations of 20KhG2B steel.

Keywords: preliminary heat treatment, intercritical quenching, pipeline steels, impact toughness, microstructure.

Введение

Во многих случаях при термической обработке сталь подвергается нагреву и выдержке в межкритическом интервале (МКИ) температур с последующим охлаждением с различными скоростями. Изучению закономерностей влияния обработки в МКИ на механические свойства и микроструктуру посвящен ряд работ [1–4]. Однако вопросы влияния исходной микроструктуры на свойства, получаемые после нагрева, выдержки в МКИ и закалки еще не достаточно изучены. В частности, нет общего мнения об оптимальной (с точки зрения повышения ударной вязкости) температуре аустенитизации в МКИ при различных исходных микроструктурах. Недостаточно изучено и влияние величины зерна на механические свойства и микроструктуру после обработки стали в МКИ.

Материал и методика исследования

Исследование проведено на образцах стали 13ХФА, которая используется на Челябинском трубопрокатном заводе для изготовления нефтегазопроводных труб, а также стали 20ХГ2Б, которая применяется для производства обсадных труб. Химический состав сталей приведен в таблице. Горячекатаные трубы разрежали на темплеты размером 12×12×70 мм, которые позволяли вырезать из них образцы для ударных испытаний.

Исследования структур неполной закалки проводили на образцах стали 13ХФА, предварительно подвергнутых после 40-минутной выдержке в печи при 1050 °С нормализации, отжигу или закалке в соленую воду. Была опробована также закалка от 900 °С. Точность регулирования температуры ±1 °С. Затем образцы по три или шесть на

Химический состав образцов

Марка стали	Массовая доля элемента, %										
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	N	V(Nb)
13ХФА	0,16	0,30	0,53	0,012	0,007	0,60	0,05	0,06	0,04	0,007	0,06
20ХГ2Б	0,18	0,30	1,40	0,005	0,008	0,80	0,10	0,10	0,04	0,008	(0,05)

каждую температуру помещали в печь, разогретую до температур 755, 770, 800, 830, 845 и 860 °С, выдерживали 40 минут от момента посадки и закаливали в перемешиваемую соленую воду, а затем отпускали при 600 °С в течение часа, охлаждение на воздухе.

Образцы стали 20ХГ2Б подвергали предварительной закалке от температуры 920 °С и повторной закалке от температур 740, 750, 760, 780, 800, 820, 840, 860 °С с последующим отпуском при 670 °С в течение часа, охлаждение на воздухе. Выдержка как при первой, так и при второй закалке составляла 1 час.

После термообработки определяли твердость по Бринеллю HV_{3000} , ударную вязкость на образцах с V-образным надрезом KCV^{-80} или KCV^{-60} , металлографическим и электронно-микроскопическим

методами исследовали фазовый состав и структуру стали.

Испытания на ударную вязкость проводили с помощью копра ИО 5003-0,3 на стандартных образцах с V-образным надрезом. Доля вязкой составляющей в изломе определялась по методике ГОСТ 4543–71.

Металлографические исследования структуры ударных образцов стали 13ХФА были выполнены на микроскопе «НЕОФОТ-30». Шлифы подвергали травлению в 4%-ном спиртовом растворе HNO_3 . Электронно-микроскопические исследования были выполнены на микроскопе JEOL JSM-6460LV.

Результаты исследования и их обсуждение

На рис. 1, а, б представлены результаты испытаний ударной вязкости и доли вязкой составля-

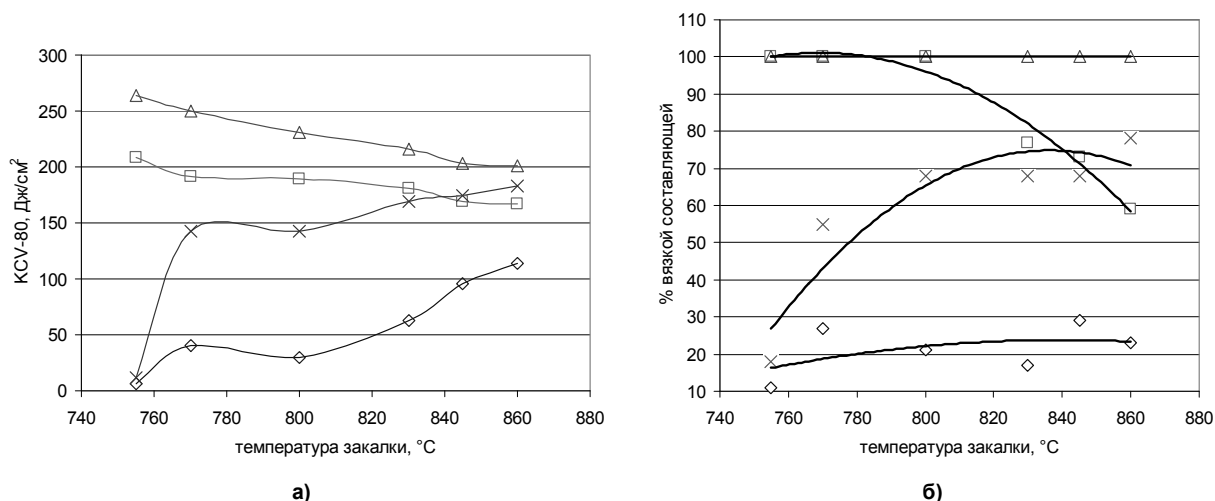


Рис. 1. Зависимость ударной вязкости (а) и доли вязкой составляющей в изломе ударных образцов (б) от температуры закалки из МКИ с последующим отпуском при 600 °С, 1 ч, для различных вариантов предшествующей термической обработки: \diamond – отжиг при 1050 °С; \square – закалка от 1050 °С; \times – нормализация от 1050 °С; Δ – закалка от 900 °С

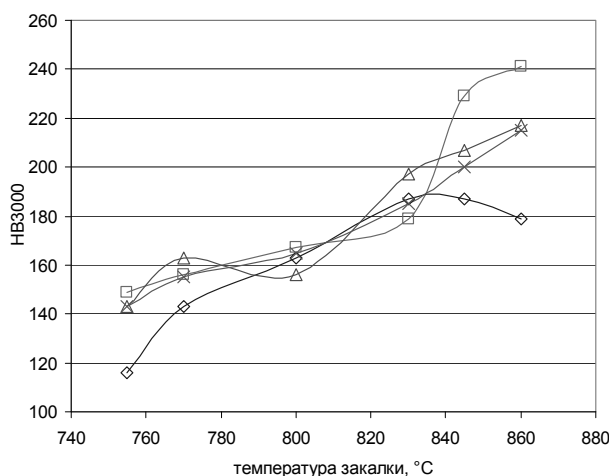


Рис. 2. Зависимость твердости от температуры закалки из МКИ с последующим отпуском при 600 °С, 1 ч, для различных вариантов предшествующей термической обработки: \diamond – отжиг при 1050 °С; \square – закалка от 1050 °С; \times – нормализация от 1050 °С; Δ – закалка от 900 °С

щей в изломе ударных образцов стали 13ХФА. Для сравнения, на рис. 1 приведены результаты испытаний предварительно закаленной стали 13ХФА.

На рис. 2 приведены результаты измерения твердости после тех же вариантов термической обработки. Сравнение кривых на рис. 1, а, б показывает, что в зависимости от вида предварительной термической обработки влияние температуры аустенитизации в МКИ на характеристики вязкости проявляется по-разному.

После нормализации или отжига по мере роста температуры закалки от A_{c1} к A_{c3} наблюдается увеличение ударной вязкости и доли вязкой составляющей. В случае же предварительной закалки образцов по мере роста температуры аустенитизации наблюдается понижение ударной вязкости и доли вязкой составляющей. Для объяснения полученных результатов рассмотрим микроструктуру закаленных образцов стали 13ХФА после предварительной нормализации или отжига при 1050 °С, 1 час.

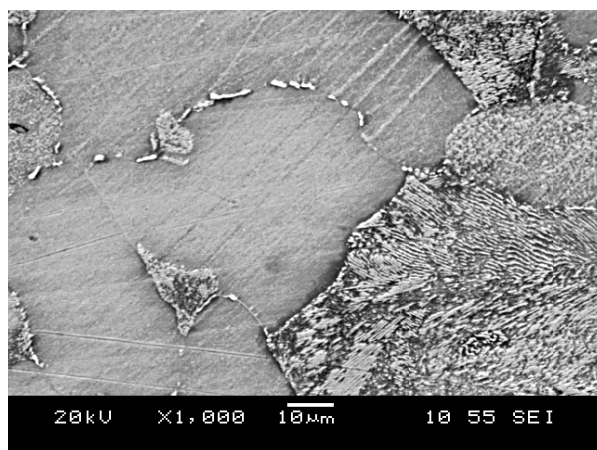
После закалки из МКИ от 755 °С сталь 13ХФА имеет феррито-перлитную микроструктуру с поч-

ти сплошной мартенситной сеткой по границам зерна (рис. 3, а).

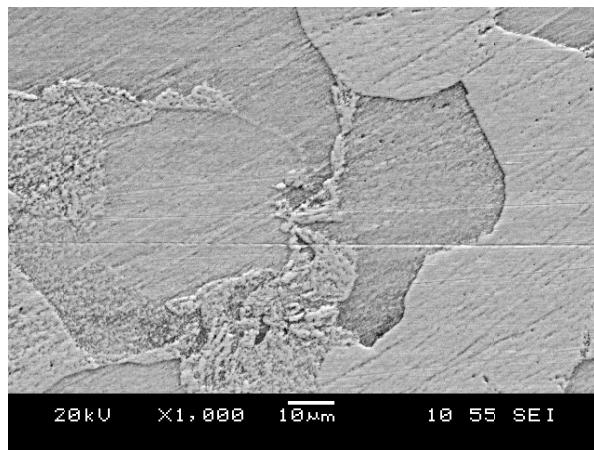
В случае предварительной нормализации от 1050 °С фазовый состав и морфология те же, но величина ферритного зерна несколько мельче.

При повышении температуры аустенитизации в МКИ до 770–800 °С зернограничные выделения аустенита (мартенсита) утолщаются и становятся прерывистыми (рис. 3, б, в). Происходит образование аустенита в перлитных колониях, при этом участки образовавшейся γ -фазы оказываются рассеянными пластинами видманштеттового феррита, еще сохраняющимися при этих температурах. После резкого охлаждения аустенит превращается в бейнит закалки (рис. 4, в, г).

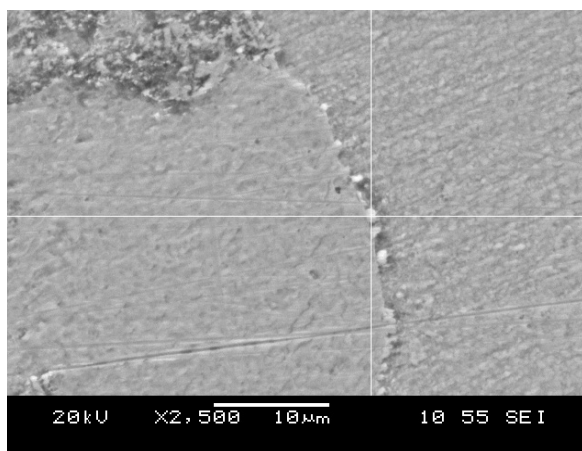
При повышении температуры ускоряется диффузия углерода в γ -фазе, поэтому аустенит, расширяясь от границ α -фазы и перлита, образует округлые зерна аустенита темного (после превращения) цвета (рис. 4, в, г; 5, г, д), очень похожие на зерна неупорядоченного аустенита, возникающие при этих температурах (≥ 800 °С) в предварительно закаленных образцах и наблюдавшиеся



а)



б)



в)

Рис. 3. Микроструктура предварительно отожженных при 1050 °С образцов стали 13ХФА: а – после закалки от 755 °С и отпуска при 600 °С, б, в – после закалки от 770 и 800 °С и отпуска при 600 °С соответственно; а, б – растровая электронная микроскопия, $\times 1000$; в – электронная микроскопия, $\times 2500$

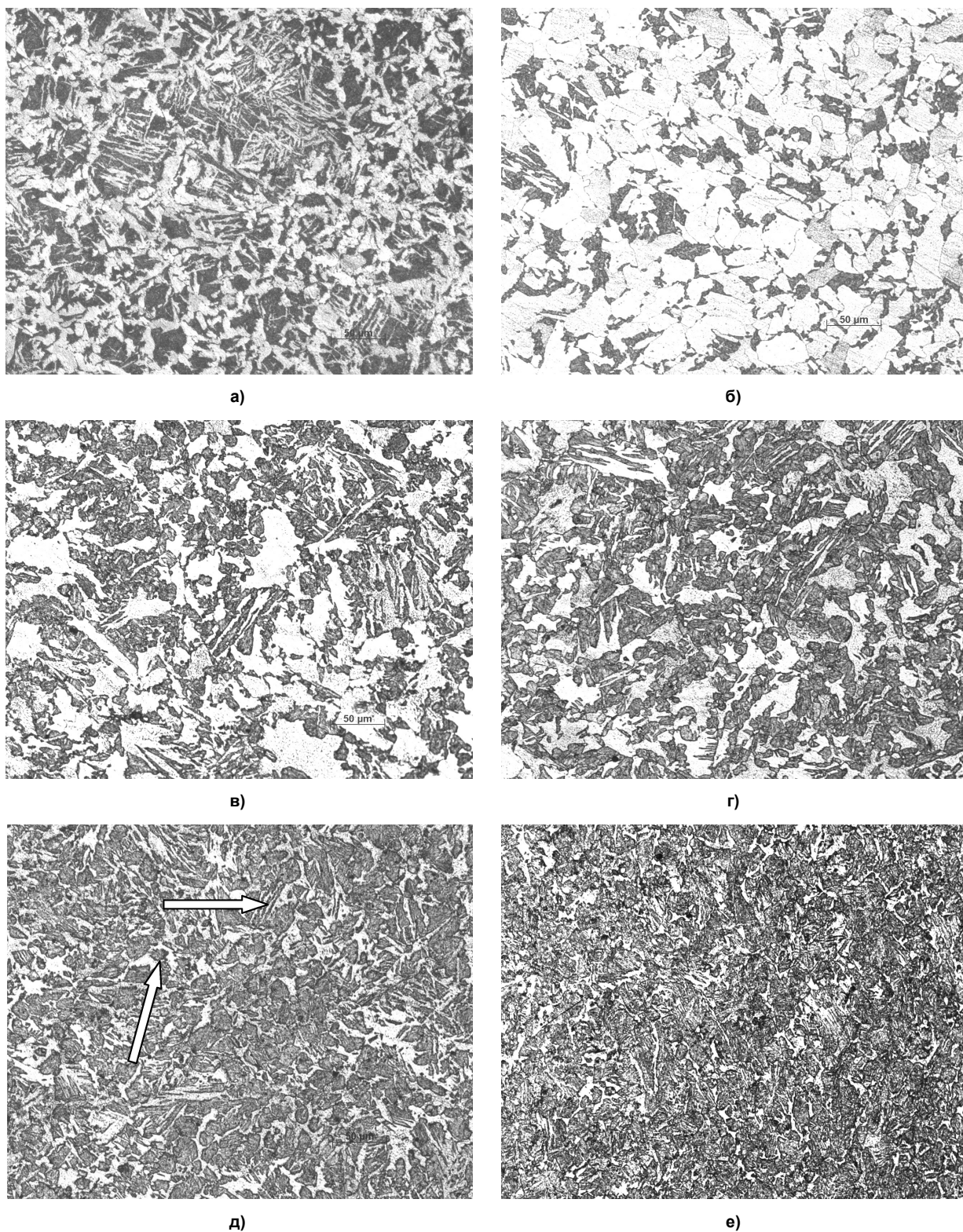


Рис. 4. Микроструктура образцов стали 13ХФА после нормализации от 1050 °С и последующей закалки из МКИ: а – выдержка при 755 °С; б – 770 °С; в – 800 °С; г – 830 °С; д – 845 °С; е – 860 °С, х500

нами ранее [5]. На рис. 4, д стрелками показаны округлые зерна неупорядоченного и пластинки упорядоченного аустенита.

В случае аустенитизации на 845 и 860 °С наблюдается большое количество зерен неупорядоченного аустенита, но еще сохраняются участки

феррита, в том числе видманштетта, между иглами которого видны темно-серые пластины бывшей γ -фазы, ориентационно связанные с видманштеттом (рис. 4, д, е; 5, д, е).

На рис. 6, а, б приведены зависимости ударной вязкости от твердости после изученных вари-

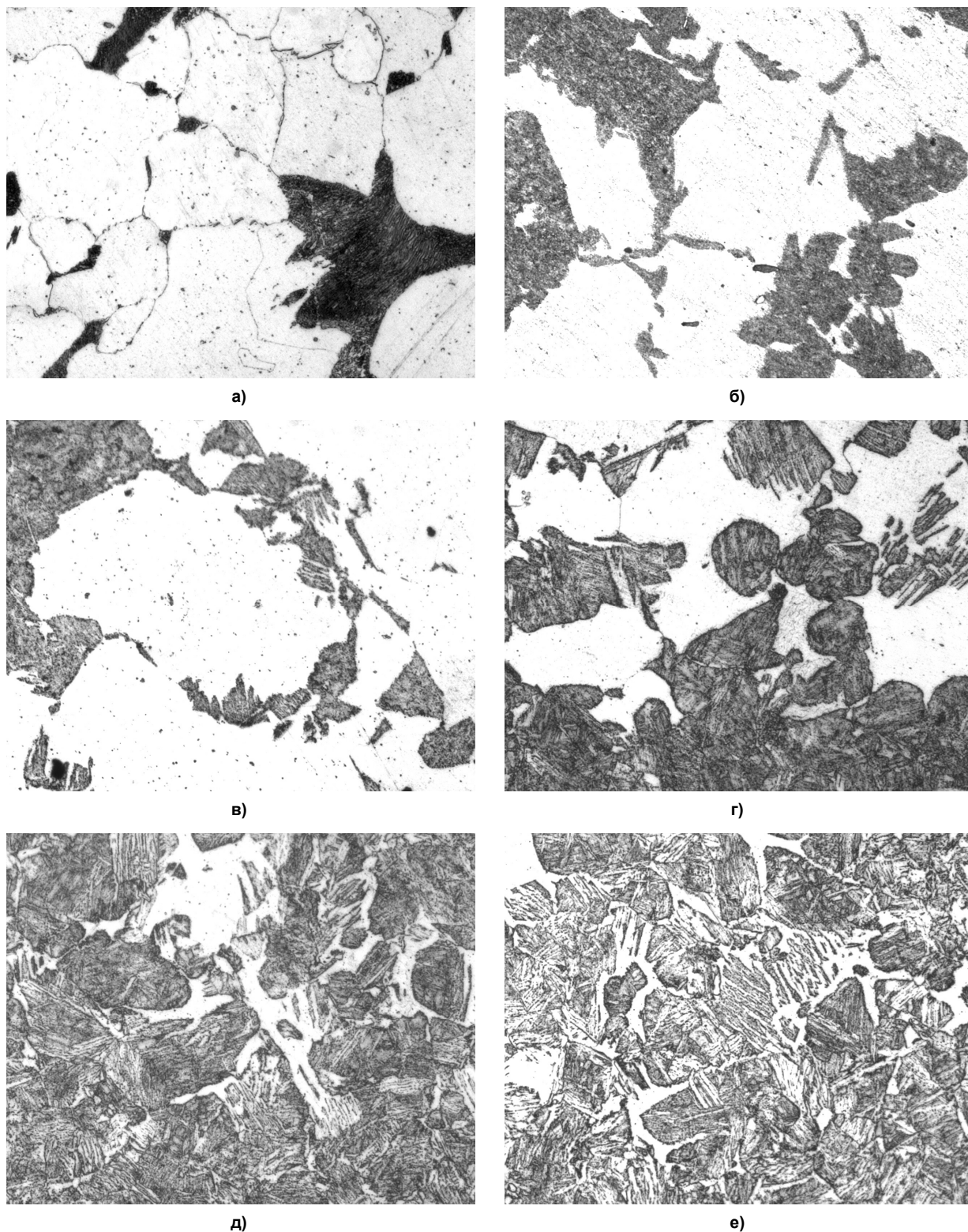


Рис. 5. Микроструктура образцов стали 13ХФА после отжига при 1050 °С и последующей закалки из МКИ:
а – выдержка при 755 °С; б – 770 °С; в – 800 °С; г – 830 °С; д – 845 °С; е – 860 °С, x500

антов термической обработки. Характер зависимости ударной вязкости от твердости после обработки в МКИ и отпуска для образцов с различной исходной микроструктурой также различен.

Можно сделать предположение, что при исходной бейнитной или мартенситной структуре

уровень ударной вязкости определяется, во-первых, степенью протекания отпуска (рекристаллизации) структуры исходной закалки при температуре выдержки в МКИ, а во-вторых, количеством образовавшегося аустенита, который сам по себе благоприятствует росту ударной вязкости

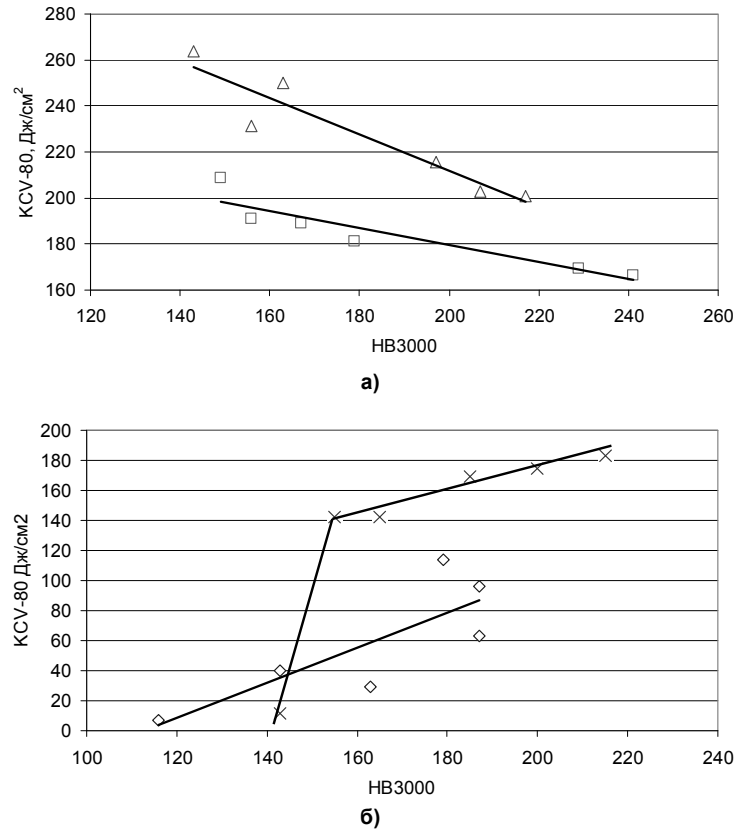


Рис. 6. Зависимость ударной вязкости после закалки из МКИ и отпуска при 600 °С, 1 ч, от твердости и режима предварительной термической обработки: ◇ – отжиг при 1050 °С; □ – закалка от 1050 °С; × – нормализация от 1050 °С; Δ – закалка от 900 °С

вследствие перекристаллизации, но после закалки на бейнит (мартенсит) и отпуска при невысокой температуре 600 °С понижает ударную вязкость и повышает твердость.

В случае исходной феррито-перлитной структуры зависимость $KCV = f(HV)$ разделена на два участка с резко различающимися наклонами. Особенно ярко это видно для случая исходной нормализации. Для второго участка слабого возрастания KCV^{-80} основным фактором изменения ударной вязкости является измельчение зерна. Мы полагаем, что этот участок начинается тогда, когда перлит полностью превращается в аустенит. Первый участок резкого подъема KCV связан с образованием уже упоминавшихся пленочных выделений γ -фазы по границам перлит-феррит и феррит-феррит вблизи перлитных колоний в случае аустенитизации чуть выше A_1 . Такая морфология выделений γ -фазы после закалки приводит, по наблюдениям В.Д. Садовского [6, 7], к ярко выраженному эффекту охрупчивания. При повышении температуры нагрева приграничные прослойки аустенита расширяются вследствие притока углерода из γ -фазы, возникшей при растворении перлита, превращаются в зерна, а эффект охрупчивания снимается. В этом, на наш взгляд, состоит причина первого восходящего участка кривой $KCV = f(HV)$.

Он, несомненно, присутствует и в случае исходной структуры отжига, но графически проявляется не четко.

Выявленная на образцах стали 13ХФА закономерность влияния предварительной термической обработки на ударную вязкость после закалки из МКИ и отпуска наблюдается и в стали 20ХГ2Б. После закалки из однофазной γ -области и высокого отпуска данная сталь склонна к обратимой отпускной хрупкости. На рис. 7 приведены результаты испытаний ударной вязкости и доли вязкой составляющей в изломе ударных образцов стали 20ХГ2Б после термической обработки, включающей закалку из γ -области, закалку из МКИ, отпуск и охлаждение на воздухе. Для этой стали ударная вязкость и доля вязкой составляющей немонокотно возрастают после закалки из нижней части межкритического интервала (ниже 780 °С), проходят через максимум и убывают.

Необходимо отметить, что полученные нами экспериментальные данные отличаются от результатов [8]. По данным [8], в стали 35ХГС при исходной феррито-перлитной и при мартенситной микроструктуре характер зависимости ударной вязкости от температуры закалки из МКИ одинаков, а отличия проявляются в уровне ударной вязкости. Максимум ударной вязкости примерно соответствует середине МКИ. В нашем случае

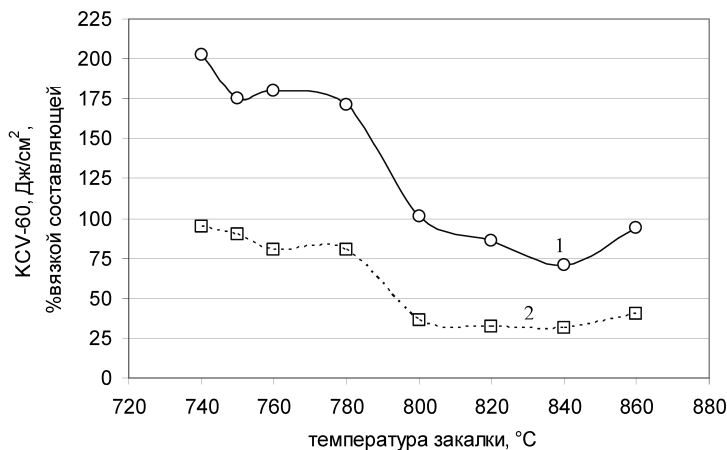


Рис. 7. Зависимость ударной вязкости (1) и доли вязкой составляющей в изломе ударных образцов (2) стали 20ХГ2Б от температуры второй закалки

наблюдалась другая картина: в зависимости от типа исходной микроструктуры изменялось даже направление влияния температуры закалки из МКИ на ударную вязкость стали 13ХФА, а в стали 20ХГ2Б максимум ударной вязкости наблюдался при закалке из нижней части МКИ (рис. 1 и 7). Исследованная сталь 13ХФА, в отличие от стали 35ХГС, в малой степени склонна к обратимой отпускной хрупкости, поэтому в случае исходной мартенситно-бейнитной структуры наблюдается плавное снижение KCV^{80} по мере приближения к A_{c3} . В этом случае повышенную ударную вязкость стали 13ХФА в интервале $A_{c1} \dots 800$ °C можно рассматривать как следствие отпуска бейнита (мартенсита), образовавшегося при первой закалке (рис. 1, а). При более высоких температурах аустенитизации в МКИ образуется все увеличивающееся количество аустенита, что приводит к понижению ударной вязкости после последующих закалки и невысокого отпуска. Другой возможной причиной более монотонного характера зависимости ударной вязкости от температуры закалки из МКИ в стали 13ХФА может быть подавление рекристаллизации исходного бейнита вследствие легирования ванадием. В стали же 20ХГ2Б, склонной к обратимой отпускной хрупкости, наблюдается иная картина. Резкое снижение ударной вязкости стали по мере приближения температуры аустенитизации к A_{c3} можно объяснить тем, что при увеличении количества γ -фазы концентрация в ней фосфора, перераспределяющегося между α - и γ -фазами, возрастает, и восстанавливается восприимчивость к отпускной хрупкости, что ранее наблюдал В.Д. Садовский на стали 30ХГСА [1].

Как показано в ряде последних исследований [9, 10], при одинаковой скорости нагрева в МКИ при исходном закаленном состоянии образуется большее количество аустенита, чем при исходной феррито-перлитной структуре. Причем по мере приближения к A_{c3} этот эффект ослабляется. Этим

можно объяснить близкие значения ударной вязкости и доли вязкой составляющей в стали 13ХФА после закалки от 840–860 °C при различной исходной микроструктуре (рис. 1, а, б).

Выводы

1. Предварительная термообработка: закалка, нормализация, отжиг, проводимые от температуры 1050 °C, оказывает существенное влияние на ударную вязкость и долю вязкой составляющей в изломе стали 13ХФА, закаленной из МКИ с последующим высоким отпуском.

2. В тех случаях, когда предварительной обработкой является отжиг или нормализация, приводящие к образованию феррито-перлитных структур, закалка от температур, немного превышающих критическую точку A_{c1} , приводит к сильнейшему охрупчиванию, обусловленному образованием пленки высокоуглеродистого аустенита по границам зерен феррита.

3. При повышении температуры закалки из МКИ ударная вязкость и доля вязкого излома для этих видов обработок повышается, но во всех случаях нормализация обеспечивает более высокую ударную вязкость, нежели отжиг.

4. В тех случаях, когда в качестве предварительной термообработки была использована закалка от 1050 или 900 °C, наивысшая ударная вязкость наблюдается для температуры закалки, немного превышающей A_{c1} , т. е. при той температуре, которой соответствует минимальная ударная вязкость для отожженной и нормализованной стали.

5. При повышении температуры аустенитизации ударная вязкость и доля вязкой составляющей предварительно закаленных образцов закономерно снижается. В стали 20ХГ2Б температурная зависимость ударной вязкости носит не монотонный характер.

6. Характер изменения твердости при повышении температуры закалки для всех предвари-

тельных обработок весьма схож. Твердость в среднем непрерывно возрастает при повышении температуры аустенитизации. При этом наибольшую твердость обеспечивает предварительная закалка от 1050 °С, вероятно, вследствие растворения карбидов хрома, а пониженную – отжиг, вследствие высокого содержания феррита после закалки.

Литература

1. Садовский, В.Д. «Межкритическая закалка» конструкционных сталей / В.Д. Садовский, А.М. Полякова // *МиТОМ*. – 1970. – № 1. – С. 5–8.

2. Сазонов, Б.Г. Влияние вторичной закалки из межкритического интервала на склонность стали к обратимой отпускной хрупкости / Б.Г. Сазонов // *МиТОМ*. – 1957. – № 4. – С. 31–34.

3. Безбах, В.Д. Закалка стали 09Г2С из межкритического температурного интервала с использованием скоростной аустенитизации / В.Д. Безбах, Ю.А. Гарасим, Е.И. Якушечкин // *МиТОМ*. – 1994. – № 8. – С. 15–17.

4. Маковецкий, А.Н. Влияние термической обработки на хладостойкость стали для нефтяных трубопроводов / А.Н. Маковецкий, Д.А. Мирзаев // *ФММ*. – 2010. – Т. 110, № 4. – С. 417–423.

5. Формирование структуры низколегированной трубной стали при нагреве в межкритическом интервале температур / А.Н. Маковецкий, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева и др. // *ФММ*. – 2012. – № 7. – С. 744–755.

6. Садовский, В.Д. Структурная наследственность стали / В.Д. Садовский. – М.: *Металлургия*, 1973. – 205 с.

7. Садовский, В.Д. Превращения при нагреве стали. Структурная наследственность / В.Д. Садовский // *Металловедение и термическая обработка стали: справ.* / под. ред. М.Л. Бернштейна, А.Г. Рахитадта. – М.: *Металлургия*, 1983. – Т. 2. – С. 83–92.

8. Сазонов, Б.Г. Влияние вторичной закалки из межкритического интервала на склонность стали к обратимой отпускной хрупкости / Б.Г. Сазонов // *МиТОМ*. – 1957. – № 4. – С. 31–34.

9. Дьяченко, С.С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах / С.С. Дьяченко. – М.: *Металлургия*, 1982. – 127 с.

10. Гладштейн, Л.И. Кинетика полиморфного превращения в феррито-перлитных сталях при нагреве в межкритическом интервале температур / Л.И. Гладштейн, Т.Н. Риваненок // *Сталь*. – 2008. – № 4. – С. 64–68.

Поступила в редакцию 30 августа 2012 г.