

ОСОБЕННОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ ОТПУСКНОЙ ХРУПКОСТИ У СТАЛИ 13ХФА С НИЗКИМ СОДЕРЖАНИЕМ ФОСФОРА, ЗАКАЛЕННОЙ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР

А.Н. Маковецкий, Д.А. Мирзаев

Изучено влияние двукратного отпуска на свойства низколегированной трубной стали, предварительно закаленной из межкритического интервала температур. Показано, что повторный отпуск при 520 °С не приводит к развитию отпускной хрупкости. Обсуждено возможное влияние различных факторов – изменения равновесной концентрации углерода в феррите, дисперсионного твердения.

Ключевые слова: закалка из межкритического интервала, трубная сталь, ударная вязкость, отпускная хрупкость.

Введение

Межкритическая закалка довольно широко используется в производстве труб с разными целями: иногда для повышения прочности сталей с малой прокаливаемостью, но чаще для увеличения ударной вязкости газопроводных труб, эксплуатирующихся при отрицательных температурах [1–3]. Задача данного исследования заключалась в том, чтобы выяснить, насколько можно повысить ударную вязкость трубной стали 13ХФА в результате межкритической закалки от различных температур и в какой мере при однократном отпуске на 600 °С и других температурах и повторном отпуске на 520 °С проявляются эффекты отпускной хрупкости. Как известно [4], отпуск на 520 °С для легированных сталей, подвергнутых полной закалке, создает максимальное охрупчивание, обусловленное адсорбцией фосфора и его аналогов на границе зерен.

Материалы и методика исследования

Исследование проведено на образцах стали 13ХФА, которая используется на Челябинском трубопрокатном заводе для изготовления нефте- и газопроводных труб. Химический состав приведен в табл. 1. Обращает на себя внимание очень низкое содержание фосфора, что несомненно оказало влияние на характер результатов. Горячекатаные трубы разрезали на темплеты размером 12×12×70 мм, из которых изготавливались продольные ударные образцы.

Были проведены эксперименты в двух направлениях исследований:

1) влияния однократного отпуска при 600 °С, а затем повторного отпуска при 520 °С на ударную вязкость KCV⁻⁸⁰ образцов, закаленных от различ-

ных температур 755–860 °С межкритического интервала (МКИ);

2) влияния температуры первого отпуска (580–700 °С) на ударную вязкость KCV⁻⁶⁰, при фиксированных температурах закалки из МКИ 800 °С и повторного отпуска 520 °С.

Исходно образцы одной группы были нагреты в печи до 1050 °С, а другой – до 900 °С, выдержаны 30 мин и закалены в соленой воде. Затем образцы каждой группы последовательно по шесть на каждую температуру помещали в печь, разогреваемую последовательно до 755, 770, 800, 830 и 860 °С, выдерживали 40 мин и закаливали в перемешиваемую соленую воду. Все шесть образцов отпускали на 600 °С в течение 70 мин от момента посадки. По истечении этого времени три образца выгружали на керамические подставки, и они охлаждались на воздухе порознь. Затем задатчик температуры переводили на 520 °С, печь включалась и охлаждалась до 520 °С вместе с тремя образцами в течение примерно 1,1 ч. По достижении 520 °С автоматически включался нагрев, поддерживающий эту температуру с точностью до ±1,5° в начале выдержки и ±0,5° в середине и конце двухчасовой выдержки. Дальнейшее охлаждение образцов проходило на керамических подставках в атмосфере воздуха.

В экспериментах по направлению 2 большая группа образцов, предварительно закаленных от 900 °С, была нагрета до 800 °С (в МКИ), выдержана 40 мин и закалена. Затем образцы по 6 штук отпускали при различных температурах от 580 до 700 °С в течение 70 мин, охлаждали на воздухе порознь, а далее для трех из шести образцов проводили второй отпуск при температуре макси-

Таблица 1

Химический состав образцов стали 13ХФА

Массовая доля элемента, %										
C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	N	V
0,16	0,3	0,53	0,012	0,007	0,60	0,05	0,06	0,04	0,007	0,06

мального охрупчивания 520 °С в течение 2 ч и окончательное охлаждение на воздухе. После термообработки определяли твердость по Бринеллю НВ₃₀₀₀ и ударную вязкость KCV⁻⁸⁰ с помощью копра ИО 5003–0,3. Долю вязкой составляющей в изломе определили по методике ГОСТ 4543.

Металлографическое исследование структуры образцов было выполнено с помощью оптического микроскопа «НЕОФОТ – 30». Травление шлифов проводили в 4%-ном спиртовом растворе HNO₃.

Результаты исследования и их обсуждение

Изменение ударной вязкости образцов стали 13ХФА, предварительно закаленных от 1050 либо 900 °С, при последовательном повышении температуры повторной закалки из межкритического интервала и отпуска при 600 °С представлено на рис. 1. Для обоих вариантов предварительной закалки ударная вязкость KCV⁻⁸⁰ почти линейно понижается при повышении температуры второй закалки. Сдвиг вверх графика KCV⁻⁸⁰ для исходной закалки от 900 °С обусловлен, по-видимому, измельчением зерна при понижении температуры аустенитизации, что обусловлено неполным растворением частиц карбида ванадия, сдерживаю-

щих рост зерна. По этой же причине твердость стали, исходно закаленной от 1050 °С, оказалась выше, чем после закалки от 900 °С (рис. 2). Ударная вязкость образцов этой партии после окончательной закалки от 755 °С и отпуска на 600 °С получается очень высокой – 264 Дж/см². При этой температуре образование γ-фазы, а точнее, появление продуктов ее распада, металлографически уже наблюдалось. Еще более высокую ударную вязкость 270 Дж/см² имели образцы, закаленные от 740 °С и отпущенные на 600 °С. Но никаких следов образования или превращения аустенита у этих образцов не было обнаружено. Фактически их подвергли двукратному отпуску при 740 и 600 °С, причем эффект второго отпуска кажется несущественным.

Следовательно, основной причиной значительной ударной вязкости образцов исследуемой стали является высокий отпуск при температуре аустенитизации 740, 755 °С и т. д. исходного бейнита (мартенсита) закалки, не превратившегося в аустенит в условиях двухфазного равновесия и представляющего, по существу, феррит. А снижение KCV⁻⁸⁰ происходит под влиянием двух дейст-

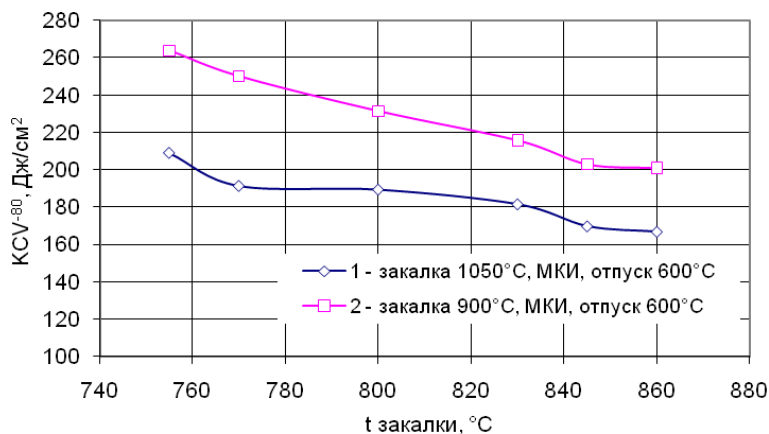


Рис. 1. Влияние температуры повторной закалки из МКИ на ударную вязкость стали 13ХФА, предварительно закаленной от 1050 °С (1) и 900 °С (2)

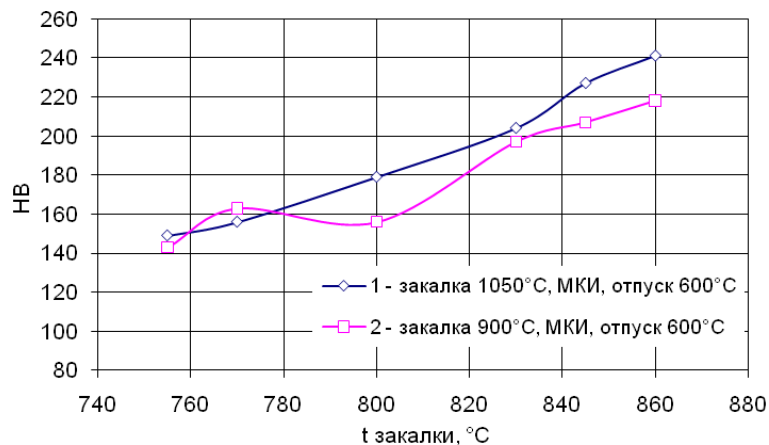


Рис. 2. Влияние температуры повторной закалки из МКИ и отпуска 600 °С на твердость образцов, предварительно закаленных от 1050 °С (1) и 900 °С (2)

вующих в противоположенных направлениях процессов, связанных с образованием и превращением аустенита:

а) относительно низкого отпуска нового бейнита, возникшего при закалке из аустенита, а потому обладающего пониженной ударной вязкостью, причем количество такого бейнита возрастает при повышении температуры закалки из МКИ;

б) измельчением зерна (перекристаллизацией) при образовании аустенита.

Очевидно, что первый фактор оказал большее влияние на KCV^{-80} .

При анализе полученных результатов не было выявлено никаких эффектов, которые могли бы наглядно проиллюстрировать устранение отпускной хрупкости после межкритической закалки и отпуска на 600 °С. В.Д. Садовский с сотрудниками неоднократно отмечали [5], что отчетливое воз-

действие межкритической закалки на ударную вязкость проявляется в том случае, когда заключительный отпуск проводят при температурах максимального охрупчивания 500–550 °С. Например, для стали 35ХГС они наблюдали устранение охрупчивания в ходе такого отпуска после закалки из нижней половины МКИ и восстановление (сохранение) охрупчивания, если закалку проводить из верхней половины МКИ. Можно предположить, что для стали 13ХФА 600 °С – это температура, выдержка при которой уже не вызывает отпускную хрупкость.

Поэтому для повторного отпуска была выбрана более низкая температура 520 °С. Зависимости ударной вязкости от температуры закалки из МКИ после однократного отпуска на 600 °С и двойного отпуска 600 + 520 °С сравниваются на рис. 3, а на рис. 4 дано аналогичное сопоставление для кривых

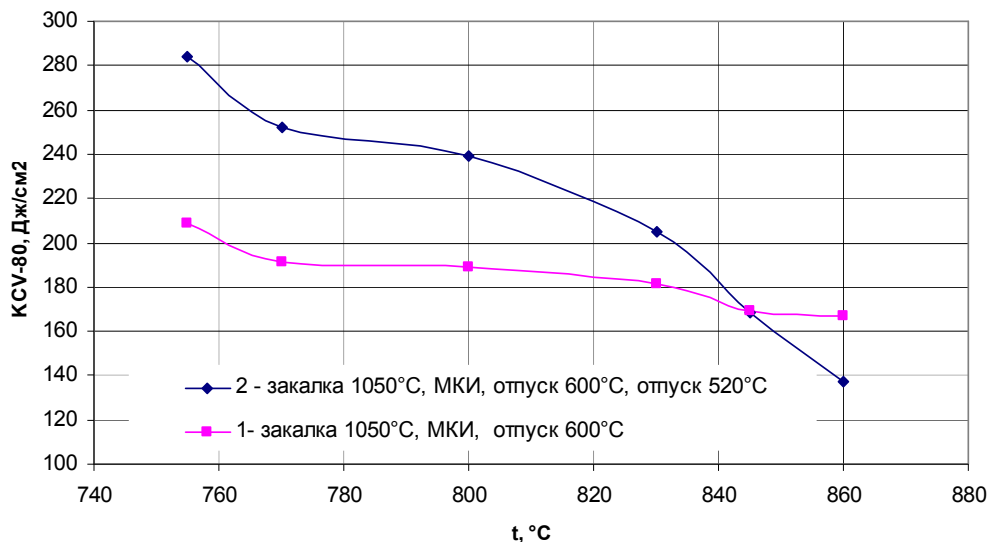


Рис. 3. Влияние однократного 600 °С (1) и двойного 600 + 520 °С (2) отпуска на ударную вязкость образцов, предварительно закаленных от 1050 °С и повторно от различных температур межкритического интервала

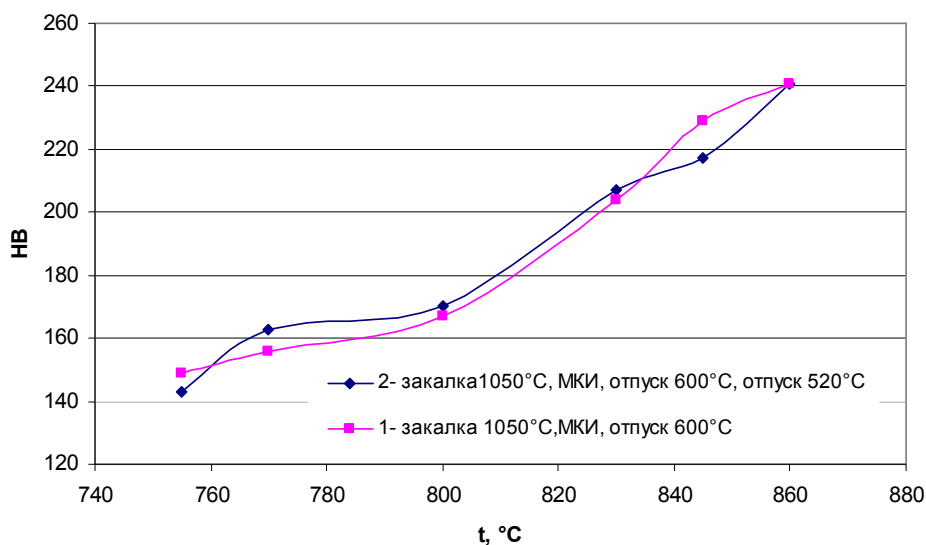


Рис. 4. Влияние однократного 600 °С (1) и двойного 600 + 520 °С (2) отпусков на твердость образцов предварительно закаленных от 1050 °С повторно от различных температур

твердости. Неожиданно обнаружилось, что ударная вязкость после второго отпуска не понизилась, а наоборот, выросла при всех температурах закалки, за исключением самой высокой.

По мнению авторов, здесь возможно проявление нескольких эффектов, приводящих к увеличению ударной вязкости. Во-первых, это так называемое явление низкотемпературной обратимости межзеренной хрупкости [6]. Оно заключается в возрастании сопротивления межзеренному разрушению в ходе повторного отпуска ниже «носа» С-образной кинетической кривой охрупчивания, если первый отпуск был проведен при температуре «носа». В этом случае придется допустить, что отпуск при 600 °С создает максимальное, хотя и относительно небольшое охрупчивание. То есть, нос диаграммы охрупчивания расположен в районе 600 °С, а температура 520 °С лежит ниже носа, а потому отпуск при этой температуре вызывает небольшое повышение ударной вязкости. В рамках известной модели конкуренции размещения на границе зерна атомов фосфора и углерода отжиг (отпуск) на 600 °С приводит к адсорбционному накоплению на границах фосфора при хаотическом распределении углерода, а повторный отпуск ниже максимума стимулирует адсорбцию углерода, который оттесняет от границы атомы фосфора, упрочняет границы и ослабляет охрупчивание. Проявление такого эффекта описано в литературе [7, 8] для сталей, содержащих 0,005–0,08 % Р и 0,003–0,008 % С. При этих концентрациях конкурирующих элементов максимум скорости охрупчивания расположен вблизи 600–620 °С [6].

Другой эффект, который в принципе может повысить ударную вязкость после повторного отпуска на 520 °С, более простой. Речь идет о продолжении при 520 °С обычных процессов отпуска (коагуляции карбидных частиц и отдыха в бейните), начавшихся еще при 600 °С. Для сопоставления эффективности процессов отпуска, проходящих при разных температурах T с различной длительностью t , часто используют критерий Ларсона – Миллера – Холломоуна [9]: $L = T(20 + \lg t)$. Допустим, был проведен отпуск при 620 °С = 893 К в течении 70 мин (1,17 ч), тогда критерий $L = 17\,920$. Чтобы обеспечить такое же значение критерия при отпуске на 520 °С = 793 К, требуется время 400 ч, т. е. в 200 раз большее, чем мы использовали. 70-минутный отпуск при 560 °С эквивалентен 12-часовому отпуску при 520 °С и т. д. Можно заключить, что при дистанции между температу-

рами первого и второго отпуска, превышающей 60°, вклад второго отпуска в общий эффект пренебрежимо мал.

Однако при переходе от высокой температуры отпуска к более низкой уменьшается другая очень важная для металловедов величина – равновесная концентрация углерода в феррите, поэтому избыток углерода должен выделиться в форме частиц карбида Fe_3C . Как отметил Л.М. Утевский [10], выделяющийся в условиях медленного охлаждения цементит присоединяется к частицам уже образовавшегося карбида без формирования новых дисперсных частиц. Этот эффект может приводить к уменьшению твердости и возрастанию ударной вязкости вследствие уменьшения концентрации углерода в феррите. Здесь под ферритом мы понимаем также и отпущенный бейнит, потерявший растворенный в нем углерод. Реальность рассмотренных процессов при двойном отпуске не вызывает сомнений. Вопрос заключается только в оценке вклада каждого из них.

Эксперименты с исходной закалкой от 900 °С были ограничены количеством образцов. Поэтому были исследованы только две температуры закалки из МКИ: 800 и 830 °С. Зато были получены образцы, прошедшие один на 600, два на 600 + 520 и, наконец, три отпуска 600 + 520 + 600 °С, но во всех случаях охлаждение от 600 до 520 °С проводилось замедленно в печи, тогда как охлаждение от 600 °С до комнатной температуры проходило на воздухе, причем образцы были помещены порознь на керамические подставки. Как нам удалось установить еще в начале работы, одинаковость охлаждения образцов после отпуска обеспечивает минимальный разброс значений свойств. Результаты измерений твердости и ударной вязкости на них приведены в табл. 2.

Здесь заметна та же закономерность, что и для закалки от 1050 °С: второй отпуск приводит к небольшому увеличению ударной вязкости и уменьшению твердости. Однако третий отпуск при той же температуре 600 °С, что и первый, дает почти такие же результаты, как первый т. е. проявляется тенденция температурной обратимости. Данные об ударной вязкости после трех отпусков можно объяснить либо проявлением низкотемпературной обратимости межзеренной хрупкости, либо снижением содержания углерода в феррите без выделения дисперсных частиц цементита в ходе замедленного охлаждения от 600 до 520 °С, ибо эти процессы обладают температурной обратимостью.

Таблица 2

Твердость и ударная вязкость стали 13ХФА, закаленной предварительно от 900 °С, а затем из МКИ и отпущенной последовательно 3 раза

Температура закалки из МКИ, °С	I отпуск 600 °С		II отпуск 520 °С		III отпуск 600 °С	
	НВ3000	KCV ⁻⁸⁰ Дж/см ²	НВ3000	KCV ⁻⁸⁰ Дж/см ²	НВ3000	KCV ⁻⁸⁰ Дж/см ²
800	175	231	160	247	179	229
830	197	216	179	243	197	220

Чтобы разделить их проявление, были выполнены опыты, где в широких пределах изменяли температуру первого отпуска, но сохраняли постоянными температуры закалки из МКИ (800 °С) и второго отпуска (520 °С). Графики изменения твердости стали в зависимости от температуры первого отпуска показаны на рис. 5.

Повышение температуры от 580 до 620 °С сопровождалось обычным уменьшением твердости. Но при 620 °С проявился минимум, а далее твердость начала возрастать, достигла максимума при 645 °С, после чего вновь плавно понизилась. Появление высокотемпературного максимума твердости при отпуске легированной стали всегда связано с формированием мелких частиц специального карбида на основе легирующих элементов [11], в данном случае хрома и ванадия. Л.М. Утевский, анализируя условия образования тригонального карбида хрома при отпуске, показал [10], что он возникает, если концентрация хрома в стали превысит 0,8 %. Другие ученые [11, 12] также отмечают, что такой карбид возникает при содержании хрома более 1 %. В исследуемой стали концентрация хрома равна 0,6 %. Можно заключить, что даже с учетом вероятного перераспределения хрома между ферритом и аустенитом образование карбидов хрома при отпуске рассматриваемой стали невозможно. Однако сталь содержит ванадий, более сильный карбидообразователь, чем хром. Минимальная концентрация этого элемента в стали, превышение которой приводит к появлению частиц карбида VC, по данным [13, 14] составляет 0,02 %, тогда как изучаемая сталь содержит 0,06 % V. Следовательно, должно происходить выделение частиц карбида VC. Так как они существенно мельче частиц цементита, зарождаются на границах зерен и в объеме, имеют меньшее межчастичное расстояние, которое определяет эффект упрочнения, то появление таких частиц при температуре отпуска 620 °С приводит к росту прочности и твердости.

Но затем развивающиеся выше 640 °С процессы коагуляции карбидных частиц и отдыха в феррите снижают твердость (см. рис. 5).

Повторный отпуск на 520 °С оказал некоторое влияние на твердость. В случае первого отпуска при 580 °С он вызвал небольшое снижение твердости, почти не повлиял на ее величину после отпуска на 600 и 620 °С, но заметно поднял твердость образцов, отпущенных первый раз на 645 и 680 °С.

Можно предположить, что изменение твердости после второго отпуска связано с устранением той повышенной концентрации углерода в феррите, которая возникла при первом отпуске и определяется линией PQ-диаграммы состояний Fe-C, но с учетом действия легирующих элементов. Охлаждение образцов по одному на воздухе после первого отпуска привело к сохранению в растворе повышенной концентрации углерода, так что сверхравновесный для 520 °С углерод выделился в ходе второго отпуска.

В ситуации, когда при первом отпуске, например на 580 °С, образование частиц VC не происходит, после второго отпуска твердость снижается, потому что образующиеся частицы Fe₃C присоединяются к уже имеющимся крупным частицам, так что новых дисперсных карбидов цементита не возникает, а твердость понижается вследствие уменьшения концентрации углерода в феррите. Но если первыми образуются частицы VC, их зародыши, а также градиенты концентрации ванадия и углерода, а затем эта система переносится на 520 °С, то будет происходить образование еще более дисперсных частиц карбида ванадия. Они и обуславливают рост твердости для режимов, в которых первый отпуск проводится на 645 и 675 °С. Вероятно, и в случае исходного отпуска на 600 и 620 °С в ходе второго отпуска происходило дисперсионное твердение, но его действие было скомпенсировано другим эффектом:

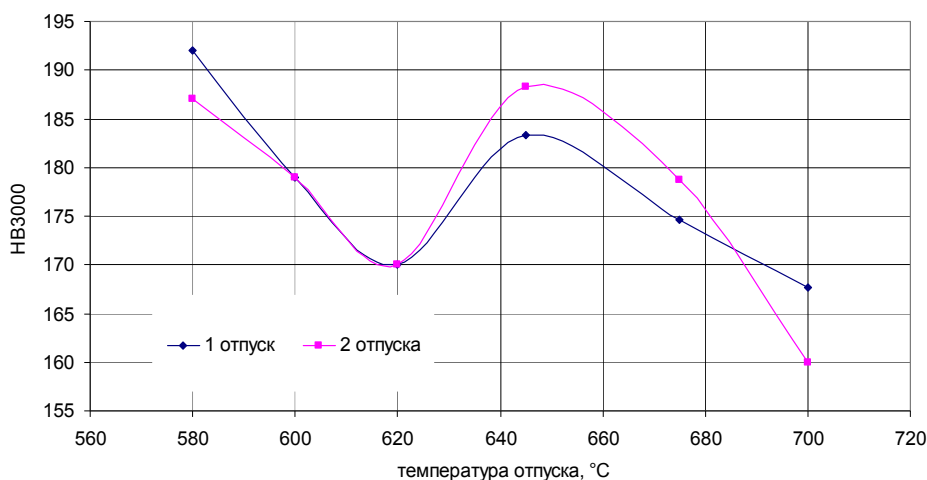


Рис. 5. Влияние температуры первого отпуска на твердость образцов, закаленных от 800 °С (МКИ), отпущенных при различных температурах (1) и повторно на 520 °С (2); исходная закалка 900 °С

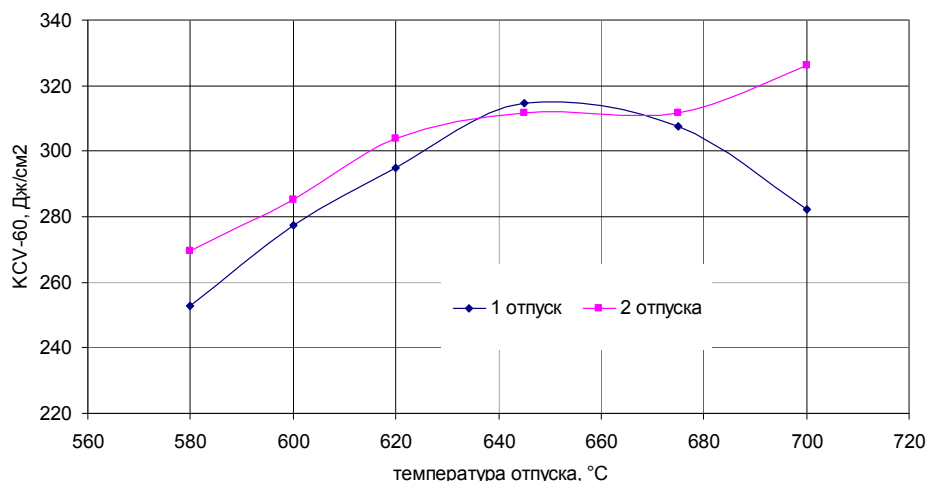


Рис. 6. Влияние температуры первого отпуска на ударную вязкость образцов, закаленных от 800 °C, отпущенных при различных температурах (1) и повторно на 520 °C (2); исходная закалка 900 °C

снижением концентрации углерода в феррите. Отпуск при 700 °C является особенным. По нашему мнению, здесь весь ванадий связывается в карбиды, и происходит коагуляция его частиц. В итоге устраняются градиенты концентрации ванадия, так что новых частиц VC при повторном отпуске не возникает, тогда как наслоение частиц цементита на старые вызывает значительное понижение твердости (см. рис. 5). Несомненно, что опыты для температуры 700 °C необходимо продолжить.

Изменение ударной вязкости в зависимости от температуры однократного отпуска показано на рис. 6. При возрастании температуры от 580 до 645 °C ударная вязкость непрерывно возрастала. Ожидаемый при 600 °C минимум ударной вязкости не проявился, его нет как при больших, так и при меньших температурах, возможно, потому, что содержание углерода в старом феррите и свежем бейните, поступающих на отпуск, еще было довольно большим. Максимум ударной вязкости наблюдался после отпуска на 645 °C; здесь уже начинает проявляться охрупчивающее воздействие дисперсных выделений VC. При температурах выше 645 °C ударная вязкость заметно понижается, вероятно, не только в силу интенсивного образования карбида ванадия, но и коагуляции частиц цементита, а также возрастания концентрации углерода в феррите.

Повторный отпуск на 520 °C приводит к возрастанию ударной вязкости образцов, отпущенных ранее при 580, 600 и 620 °C. При этих температурах выделения VC еще мало заметны, поэтому рост ударной вязкости можно объяснить проявлением эффекта обратимости отпускной хрупкости, обусловленного переносом атомов углерода по границам зерен и образованием его сегрегаций. Другое объяснение опять-таки учитывает снижение содержания углерода в феррите после отпуска на 520 °C, тем более значительное, чем выше температура первого отпуска. Для интервала темпера-

тур исходного отпуска 645–675 °C, в котором даже в ходе второго отпуска наблюдается активное выделение частиц VC, повторный отпуск почти не повлиял на величину KCV. Однако второй отпуск вызвал существенное увеличение ударной вязкости для режима обработки, по которому первый отпуск был проведен при 700 °C, где выделение карбида ванадия предположительно заканчивается. Здесь единственным фактором, определяющим изменение ударной вязкости, вновь остается понижение концентрации углерода.

Выводы

1. Если провести полную закалку образцов стали 13ХФА от 1050 или 900 °C, а затем закалить от различных температур межкритического интервала с последующим отпуском на 600 °C, то ударная вязкость оказывается максимальной в случае закалки от температуры чуть выше A_{c1} и уменьшается при повышении температуры закалки из межкритического интервала.

2. При проведении второго отпуска на температуру максимального охрупчивания 520 °C ударная вязкость не уменьшается, а напротив, возрастает при всех температурах закалки из МКИ, кроме самой высокой.

3. Полученные результаты наводят на мысль о проявлении эффекта обратимости зернограничного охрупчивания, однако последующие эксперименты не выявили дополнительных фактов, свидетельствующих в пользу его реализации. Большею основой имеет гипотеза, связывающая поведение ударной вязкости и твердости с изменением равновесной концентрации углерода в феррите в ходе переохлаждения от более высокой температуры отпуска к пониженной.

4. После закалки из МКИ и отпуска график зависимости твердости от температуры отпуска для интервала 580–700 °C имеет минимум при 620 °C и максимум при 645 °C, отражающих дисперсионное твердение, обусловленное выделением частиц VC.

5. Повторный отпуск на 520 °С приводит к некоторому снижению твердости, если проводить первый отпуск при 580 либо 700 °С, т. е. температурах, при которых образование VC либо еще не начиналось, либо уже завершилось. Снижение обусловлено уменьшением равновесной концентрации углерода в феррите при переходе к более низкому отпуску и наложением выделяющихся частиц Fe₃C на старые частицы цемента. При промежуточных температурах отпуска продолжается выделение, вероятно, очень дисперсных частиц VC, что приводит к росту твердости, особенно заметному для 645 и 675 °С.

6. Ударная вязкость стали после второго отпуска зависит от температуры проведения первого. В интервалах температуры 580–620 °С и 675–700 °С повторный отпуск приводит к возрастанию ударной вязкости. Очень сильный эффект наблюдается для 700 °С, когда, по-видимому, выделение частиц VC завершается, а в ходе второго отпуска происходит значительное понижение концентрации углерода в феррите.

Литература

1. Свечников, В.Н. О термической обработке малоуглеродистой стали для ослабления хладноломкости / В.Н. Савченко, С.С. Голубев // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1962, – № 8. – С. 108–110.

2. Маковецкий, А.Н. Роль предварительной термической обработки в формировании структуры и свойств трубных сталей после закалки из межкритического интервала температур / А.Н. Маковецкий, Д.А. Мирзаев // Вест. Юж.-Урал. гос. ун-та. Сер. «Металлургия». – 2012. – Вып. 19, № 39 (298). – С. 71–78.

3. 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.

4. Садовский, В.Д. Структурные превращения при закалке и отпуске конструкционных сталей /

В.Д. Садовский // Труды института металлофизики и металлургии. – Свердловск: Изд-во УФАН СССР, 1945. – Вып. 3. – С. 5–69.

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

6. Утецкий, Л.М. Обратимая отпускная хрупкость стали и сплавов железа / Л.М. Утецкий, Е.Э. Гликман, Г.С. Карк. – М.: Металлургия, 1987. – 222 с.

7. Гликман, Е.Э. Эффект низкотемпературной обратимости межзеренной хрупкости в твердых растворах α -Fe / Е.Э. Гликман, С.В. Трубин, А.А. Красов // ФММ. – 1984. – Т. 57, № 6. – С. 1147–1154.

8. Гликман, Е.И. О влиянии углерода на межкристаллитную внутреннюю адсорбцию и межзеренное сцепление в сплавах железо-фосфор / Е.И. Гликман, Р.Э. Брувер, К.Ю. Сарычев // ДАН СССР. – 1971. – Т. 200, № 5. – С. 1055–1058.

9. Wan, N. Mathematical model for tempering time effect on quenched steel based on Hollomon parameter / Nong Wan, Weihao Xiong, Jinping Suo // J. Mater. Sci. Technol. – 2005. – Vol. 21, № 6.

10. Утецкий, Л.М. Отпускная хрупкость стали / Л.М. Утецкий. – М.: Металлургия, 1961. – 192 с.

11. Винокур, Б.Б. Карбидные превращения в конструкционных сталях / Б.Б. Винокур. – Киев: Наук. думка, 1988. – 240 с.

12. Смирнов, Л.А. Ванадийсодержащие стали и сплавы: справ. / под ред. Л.А. Смирнова. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 307 с.

13. Филиппов, М.А. Износостойкие стали для отливок / М.А. Филиппов, А.А. Филиппенков, Г.Н. Плотников. – Екатеринбург: УГТУ – УПИ, 2009. – 358 с.

14. Попов, В.В. Моделирование превращений карбонитридов при термической обработке сталей / В.В. Попов. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 376 с.

Маковецкий Александр Николаевич, начальник центра исследований, ОАО «Челябинский трубопрокатный завод». 454129, г. Челябинск, ул. Машиностроителей, 21. E-mail: alexmak77@yandex.ru.

Мирзаев Джалал Аминулович, доктор физико-математических наук, профессор кафедры физического металловедения и физики твердого тела, Южно-Уральский государственный университет. 454080, г. Челябинск, пр. Ленина, 76. E-mail: mirzayev@physmet.susu.ac.ru.

FEATURES OF TEMPER EMBRITTLEMENT IN 13KhFA STEEL WITH LOW PHOSPHORUS LEVEL QUENCHED FROM THE INTERCRITICAL TEMPERATURE RANGE

A.N. Makovetskii, Chelyabinsk Pipe Plant, Chelyabinsk, Russian Federation,
alexmak77@yandex.ru,

D.A. Mirzaev, South Ural State University, Chelyabinsk, Russian Federation,
mirzayev@physmet.susu.ac.ru

The paper describes the effect of double tempering on the properties of a low-alloy pipeline steel pre-hardened from the intercritical temperature range. It is shown that repeated tempering at 520 °C does not cause temper brittleness. Possible effect of various factors such as changes in the equilibrium concentration of carbon in ferrite or precipitation hardening is discussed.

Keywords: intercritical quenching, pipeline steel, impact toughness, temper embrittlement.

References

1. Svechnikov V.N., Golubev S.S. On Heat Treatment of Low-Carbon Steel for Weakening of Cold Brittleness [O termicheskoy obrabotke malouglerodistoy stali dlya oslableniya khladnolomkosti]. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya*, 1962, no. 8, pp. 108–110.
2. Makovetskiy A.N., Mirzaev D.A. The Role of Preliminary Heat Treatment in Formation of Structure and Properties of Pipeline Steels Quenched from Intercritical Temperature Range [Rol' predvaritel'noy termicheskoy obrabotki v formirovaniy struktury i svoystv trubnykh staley posle zakalki iz mezhkriticheskogo intervala temperatur]. *Bulletin of the South Ural State University. Series "Metallurgy"*, 2012, no. 39 (298), issue 19, pp. 71–78.
3. Makovetskii A.N., Mirzaev D.A. Effect of a Heat Treatment on the Cold Resistance of Steels for Oil Pipelines. *The Physics of Metals and Metallography*, 2010, vol. 110, no. 4, pp. 398–404. doi: 10.1134/S0031918X1010011X.
4. Sadovskiy V.D. Structural Transformations During Quenching and Tempering of Structural Steels [Strukturnye prevrashcheniya pri zakalke i otpuske konstruktsionnykh staley]. *Trudy instituta metallofiziki i metallurgii* [Works of the Institute of Metal Physics and Metallurgy]. Vol. 3. Sverdlovsk, UFAN SSSR Publ., 1945, pp. 5–69.
5. Polyakova A.M., Sadovskii V.D. "Intercritical Quenching" of Structural Steels. *Metal Science and Heat Treatment*, 1970, vol. 12, no. 1, pp. 4–6. doi: 10.1007/BF00651704.
6. Utevskii L.M., Glikman E.E., Kark G.S. *Obratimaya otpusknaya khrupkost' stali i splavov zheleza* [Temper Brittleness of Steel and Iron Alloys]. Moscow, Metallurgiya, 1987. 222 p.
7. Glikman Ye.E., Trubin S.V., Krasov A.A. Effect of Low-Temperature Reversibility on Grain Boundary Embrittlement in Alpha-Fe Solid Solutions. *The Physics of Metals and Metallography*, 1984, vol. 57, no. 6, pp. 95–102.
8. Glikman E.I., Bruver R.E., Sarychev K.Yu. The Influence of Carbon on Intergranular Internal Adsorption and Intergranular Cohesion in Iron–Phosphorus Alloys [O vliyaniy ugleroda na mezhkristallitnyuyu vnutrennyuyu adsorbtsiyu i mezhzerennoe stseplenie v splavakh Fe–P]. *Doklady Akademii nauk SSSR*, 1971, vol. 200, no. 5, pp. 1055–1059.
9. Wan N., Xiong W., Suo J. Mathematical Model for Tempering Time Effect on Quenched Steel Based on Hollomon Parameter. *J. Mater. Sci. Technol.*, 2005, vol. 21, no. 6, pp. 803–806.
10. Utevskiy L.M. *Otpusknaya khrupkost' stali* [Temper Brittleness of Steel]. Moscow, Metallurgiya, 1961. 192 p.
11. Vinokur B.B. *Karbidnye prevrashcheniya v konstruktsionnykh stalyakh* [Carbide Transformations in Carbon Steels]. Kiev, Naukova dumka, 1988. 240 p.
12. *Vanadiysoderzhashchie stali i splavy* [Vanadium-Bearing Steels and Alloys]. Ed. by L.A.Smirnov. Ekaterinburg, Ural Branch RAS Publ., 2003. 307 p.
13. Filippov M.A., Filippunkov M.A., Plotnikov G.N. *Iznosostoykie stali dlya otlivok* [Wear-Resistant Steels for Castings]. Ekaterinburg, USTU Publ., 2009. 358 p.
14. Popov V.V. *Modelirovanie prevrashcheniy karbonitridov pri termicheskoy obrabotki staley* [Modelling of Carbonitride Transformations in Steel Heat Treatment]. Ekaterinburg, Ural Branch RAS Publ., 2003. 376 pp.

Поступила в редакцию 31 августа 2013 г.