

В. В. Каверинский /к. т. н./, А. И. Троцан /д. т. н./, Институт проблем материаловедения НАН
Г. А. Баглюк /д. т. н./, З. П. Сухенко Украины, г. Киев, Украина

Математическое моделирование структурообразования в зоне термического влияния сварного шва низкоуглеродистой среднелегированной стали

V. V. Kaverinsky /Cand. Sci. (Tech.)/,
A. I. Trotsan /Cand. Sci. (Tech.)/,
G. A. Baglyuk /Dr. Sci. (Tech.)/, Z. P. Sukhenko

Institute for Problems of Materials Science
of the National Academy of Sciences of Ukraine,
Kyiv, Ukraine

Mathematical modeling of structure formation in the zone of thermal impact of a weld of low-carbon medium-alloyed steel

Цель. С использованием математического моделирования предсказать возможность образования бейнитных или мартенситных структур и их долю при охлаждении зоны термического влияния вблизи сварного шва из низкоуглеродистой стали, легированной Ni и Mn, а также разработать режим контролируемого охлаждения для снижения их количества без опасности роста зерна и существенного снижения прочностных свойств.

Методика. Теоретические исследования проводились с использованием оригинальной физически обоснованной компьютерной модели для описания распада переохлажденного аустенита в сталях.

Результаты. С применением разработанной нами ранее компьютерной модели изучены процессы распада аустенита в зоне термического влияния сварного шва низкоуглеродистой стали, легированной Ni и Mn на различных расстояниях от шва.

Научная новизна. Предсказано формирование 4,8–6,8 % бейнита в зоне термического влияния при неконтролируемом охлаждении рассмотренной стали, что может приводить к снижению пластических свойств и повышать вероятность хрупкого разрушения сварных соединений в конструкциях. Определены температурные интервалы фактического ферритного и перлитного превращений при воздушном охлаждении с учетом непостоянной и нелинейной скорости охлаждения.

Практическая значимость. На основе полученных результатов предложен режим контролируемого охлаждения, позволяющий избежать формирования бейнитных структур в сталях подобного типа. Данный режим, кроме того, способствует созданию условий образования дисперсных карбидов V и Nb при микролегировании стали этими элементами. (Ил. 3. Табл. 2. Библиогр.: 16 назв.)

Ключевые слова: фазовые превращения, сварка, зона термического влияния, математическое моделирование, низкоуглеродистая легированная сталь.

Введение. Известно, что при сварке участки металла, прилегающие к шву, могут нагреваться выше точек A_1 и A_3 . Кроме того, металл самого сварного шва, вначале жидкий, во время охлаждения претерпевает фазовые превращения. Процессы распада переохлажденного аустенита, происходящие при температурах ниже A_1 и A_3 , играют существенную роль в формировании структуры стали [1; 2]. Поэтому режим охлаждения после сварки и термообработки сварного соединения (если она проводится) является важным фактором, имеющим значительное влияние на свойства металла и качество сварных конструкций [3].

Математические модели, описывающие фазовые превращения в сварных соединениях, в том числе и в сталях подобного типа, предлагались

в работах [4–6]. Однако предложенные модели являются чисто эмпирическими, построенными статистическими методами, основанными на регрессионном анализе. Такие модели, в принципе, могут быть достаточно точными, но они не отражают физическую сущность процесса. Кроме того, они жестко связаны с материалами определенного класса (применять их для других материалов следует с большой осторожностью). Подобный подход в моделировании фазовых превращений широко применялся в 70-х – начале 80-х годов XX в., например в работах Дж. Киркалди [7; 8]. На данный момент подобный подход в связи с развитием вычислительной техники и появлением более физически обоснованных теоретических металлофизических подходов, об-

ладающих большей предсказательной способностью и «гибкостью», можно считать устаревшим. Модели, предложенные в работах [1; 9], являются физически обоснованными и содержат достаточно ограниченную эмпирическую составляющую. Однако в них рассматриваются процессы, происходящие в изотермических условиях либо в условиях постоянной скорости охлаждения, что делает их несколько абстрагированными от условий, имеющих место в материале реальных изделий. Кроме того, в них рассматриваются в первую очередь диффузионные (ферритное и перлитное) превращения, модели формирования бейнита и мартенсита представлены несколько слабее [1] или не представлены вовсе [9].

Разработанная нами ранее компьютерная модель (и оригинальная компьютерная программа) включает в себя термодинамическое и кинетическое моделирование фазовых превращений [10]. Модель является физически обоснованной полуэмпирической. Она основана на CALPHAD-методе (термодинамический модуль) и решении задач физической кинетики и диффузии в твёрдом состоянии. Подробное физико-математическое описание модели приведено в наших работах [11–13]. Существенной её особенностью является то, что скорость охлаждения может быть задана непостоянной, нелинейной и неравномерной по объёму, что приближает моделирование к условиям протекания реального процесса. Данные об изменениях температуры, используемые программой, могут быть как экспериментальными, так и дополнительно моделироваться в ходе решения задачи теплообмена. Адекватность модели была верифицирована экспериментально в нашей работе [11].

Процесс изменения температуры в объёме реальных изделий неравномерен. Таким образом, при охлаждении стали из аустенитного состояния в различных участках образуются разные типы структур. Это относится и к образованию зоны теплового воздействия вблизи сварного шва. Работа посвящена компьютерному моделированию структурообразования в пластине из низкоуглеродистой легированной стали в зоне вблизи сварного шва с использованием ранее [10–13] разработанной нами компьютерной модели.

Цель данной работы – с использованием математического моделирования предсказать возможность образования неравновесных хрупких (бейнитных или мартенситных) структур и их долю при охлаждении зоны термического влия-

ния вблизи сварного шва из низкоуглеродистой стали, легированной Ni и Mn, а также разработать режим контролируемого охлаждения, который снизил бы их количество без опасности роста зерна и существенного снижения прочностных свойств.

Исследованный материал. Исследуемый материал представлял собой низкоуглеродистую сталь, легированную Ni и Mn, также содержащую значительное количество Cr, Cu и Mo, микролегированную V и Nb и содержащую примесь Ti (сильные карбидообразующие элементы). Состав стали, принятый при моделировании, приведен в табл. 1. Первоначальный средний размер зерен аустенита был установлен равным 40 мкм.

Приведенный состав соответствует реальным образцам, использованным при верификации результатов модели. Влияние примесей S и P явно не учитывалось в расчётах по модели, так как их содержание мало и влияние на фазовые превращения и выделение карбидов незначительно. Наличие V, Nb Ti и N учитывалось только при расчётах образования карбидных и карбонитридных фаз. Стали подобного типа характеризуются формированием некоторого количества бейнитных и мартенситных структур, способных образоваться даже при относительно медленном охлаждении [13]. Эти фазы твердые, но хрупкие. Поэтому их возникновение обычно нежелательно в сварочных конструкциях.

Результаты и их обсуждение. Теплофизическое моделирование формирования зоны термического влияния выполнялось методом конечных элементов. Полученные для обычного охлаждения на спокойном воздухе кривые охлаждения для различных расстояний от оси сварного шва показаны на рис. 1. Кривые приведены с момента начала охлаждения, который принимался за ноль для каждого случая.

Из приведенных графиков видно, что металл на разных расстояниях нагревался до разных температур, и время его пребывания в определенных температурных диапазонах также различно. Это может приводить к изменению в структурах, сформировавшихся в различных участках.

Термодинамические расчеты, проведенные с помощью модели, показали, что равновесные критические точки для данной стали равны: $A_3 = 778 \text{ }^\circ\text{C}$ и $A_1 = 659 \text{ }^\circ\text{C}$. Такое снижение этих температур по сравнению с диаграммой состояния Fe-C обусловлено наличием легирования Ni и Mn. Равновесное содержание углерода в перлите

Таблица 1

Химический состав стали (масс. %)

Fe	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Nb	Ti	N	S	P
Основа	0,073	1,20	0,32	0,22	2,42	0,45	0,26	0,02	0,02	0,002	0,003	0,020	0,025

в точке A_1 , согласно расчетам для приведенного материала, составляет 0,68 % и снижается при протекании превращения при более низких температурах.

Для каждой кривой охлаждения выполнялось моделирование распада аустенита. Полученные при этом кинетические кривые процесса превращения приведены на рис. 2. Эти кривые различаются не очень существенно, но они не одинаковы. Из них видно, что фактическое превращение в данной стали начинается после значительного инкубационного периода и переохлаждения ниже равновесной температуры.

Таким образом, активное образование феррита начинается примерно при 660...680 °С (то есть при переохлаждении около 100 °С). Анализ результатов расчёта показал, что предвыделение зародышей феррита в аустените начинается уже при 720–740 °С, но заметное увеличение его доли в структуре начинается, когда они входят в стадию активного роста. Далее ферритное превращение протекает довольно быстро и завершается при 580...630 °С (в зависимости от режима охлаждения в данном участке). Моделирование показало, что в более отстоящих от сварного шва участках условия охлаждения складываются так, что ферритное превращение завершается при более высоких температурах.

К наступлению этого момента доля аустенита, превратившегося в феррит, составляет около 91...92 %. Структура металла будет преимущественно ферритной, что является нормальным для сталей подобного типа. Перлитное превращение в этой стали происходит заметно медленнее, что выражается в характерном изгибе кинетической кривой (рис. 2). Ниже 400...450 °С начинается активное бейнитное превращение. Большая часть его представляет собой верхний бейнит, образующийся выше 370°С (он составляет 70–80 % от всего образовавшегося бейнита). Ниже идёт образование нижнего мартенситоподобного бейнита. Возможность мартенситного превращения была учтена и включена в модель, но образование мартенситных структур не было предсказано для данных условий. Прогнозируемые путём моделирования характеристики структуры для разных расстояний от оси сварного шва приведены в табл. 2. Из данных таблицы видно, что фазовый состав рассматриваемых участков не различается кардинально, но заметно некоторое снижение доли бейнита по мере удаления от шва при увеличении процентного содержания феррита и перлита в структуре. Это связано с более длительным пребыванием данных участков металла при температурах протекания ферритного превращения и началом образования перлита при более высоких температурах.

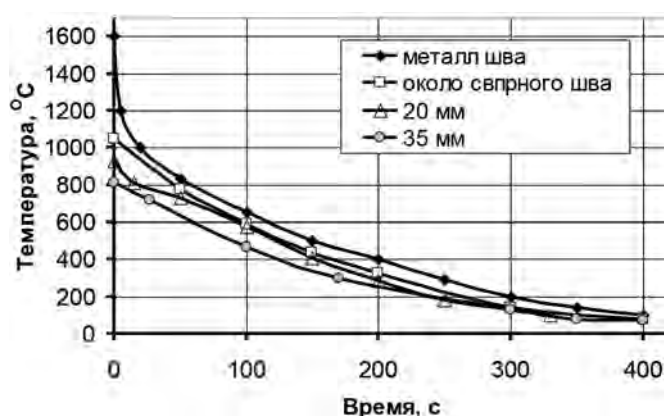


Рис. 1. Результаты моделирования кривых охлаждения на различных расстояниях от сварного шва

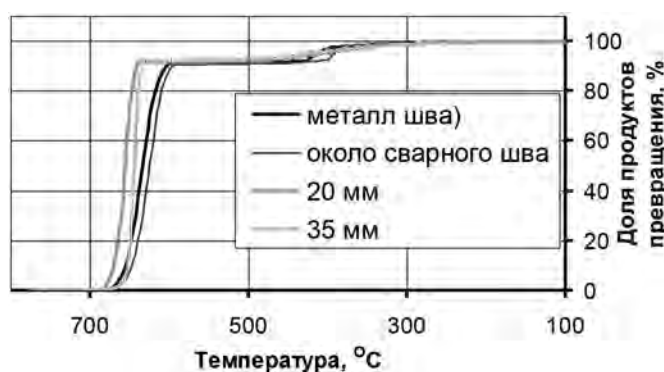


Рис. 2. Результаты моделирования кинетических кривых распада аустенита на различных расстояниях от сварного шва

Таблица 2

Прогнозируемые на основании моделирования характеристики структуры на различных расстояниях от середины сварного шва

Расстояние	Феррит, %	Перлит, %	Бейнит, %
Металл шва	91,0	2,2	6,8
Около сварного шва	91,0	2,3	6,7
20 мм	91,3	2,8	5,9
35 мм	92,1	3,1	4,8

Металлографическое исследование показало, что доля бейнитных элементов в структуре металла из зоны термического влияния составляет 4–7 %, что близко к предсказанным с помощью компьютерной модели данным.

Наличие даже этого небольшого количества бейнита может привести к снижению пластических свойств. Его присутствие в зоне теплового воздействия и в сварных швах из такого типа сталей является известным фактом [14; 15], но нежелательно.

Некоторые авторы [14; 15] рекомендуют для предотвращения образования бейнита в подобных сталях медленное охлаждение после сварки.

Это имеет смысл, но моделирование показывает, что даже скорость охлаждения около 2 °С/с приводит к образованию некоторого количества бейнита. Кроме того, как видно из рис. 1, скорости свободного охлаждения непостоянны во времени и не в полной мере контролируются. Также реальная скорость охлаждения сильно зависит от размера и геометрии изделия. Таким образом, лучшим способом для более значимого предотвращения образования бейнита является охлаждение с заданной непостоянностью скорости или термообработка с контролируемым охлаждением изделия после сварки.

Нами была проведена серия вычислительных экспериментов (моделирование) с целью разработки режима контролируемого охлаждения, который мог бы сделать структуру стали более феррито-перлитной и менее бейнитной без опасности значительного роста зерна. Также были учтены температурные интервалы, в которых карбиды ванадия и ниобия могли выделяться из аустенита. Эти интервалы для стали данного состава стали были рассчитаны с помощью другой нашей программы [16], разработанной ранее специально для этой цели. Рассчитанные температуры составляют для NbC – 1020...740 °С и для VC – 790...550 °С. При этих температурах образуется большая часть карбидов этих элементов в условиях медленного охлаждения. Данные карбиды способны образовывать дисперсную фазу, повышающую прочностные свойства без снижения пластичности, но только тогда, когда их размеры малы и образование их происходит внутри зерна и они когерентно связаны с матрицей, а не в границах зерен. Чем меньше температура их формирования, тем более дисперсными (а следовательно, и эффективными) они будут. Таким образом, более быстрое охлаждение в начальный период и замедление его в период, когда температура достаточно низкая, позволит улучшить условия формирования мелкодисперсных упрочняющих фаз.

На рис. 3 приведен режим контролируемого охлаждения такой стали после сварки, позволяющий, как показывают результаты компьютерной модели, практически избежать образования бейнитных составляющих и обеспечить благоприятные условия для образования специальных дисперсных карбидов.

Начальная температура установлена равной 880 °С. Её можно рассматривать как температуру нагрева при термообработке после сварки. Если изделие охлаждается непосредственно после сварки без возможности термообработки, скорость охлаждения выше этой температуры должна быть такой, как показано на графике для первой минуты. В начале обработки скорость охлаждения

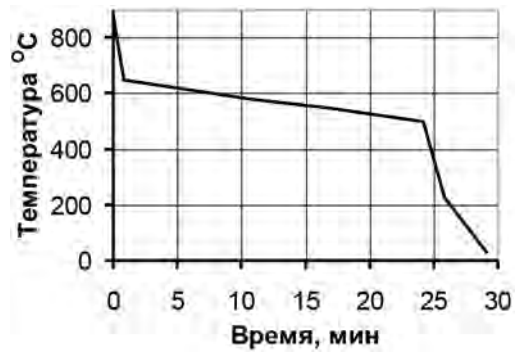


Рис. 3. Режим управляемого охлаждения, предложенный на основе результатов моделирования

относительно быстрая: 3,8–4,6 °С/с. Эта скорость охлаждения должна сохраняться до того, как температура металла станет 640 °С. В этот период нет нужды в замедленном охлаждении, потому что феррит образуется и растет довольно быстро, кроме того, длительное время выдержки при температурах выше 800...850 °С может приводить к росту зерен, а также к выпадению крупных карбидов в границах зерен, что нежелательно. Затем скорость охлаждения должна быть значительно уменьшена до 0,08–0,12 °С/с. Такая скорость охлаждения должна сохраняться до тех пор, пока температура металла не станет 490...500 °С. Этот период займет около 22–25 минут. Этого достаточно для формирования дисперсного перлита без бейнита. Этот период также полезен для образования дисперсной карбидной фазы. Скорость охлаждения следующего периода не очень важна и может составлять 1–3 °С/с, что характерно для обычного охлаждения на воздухе.

Моделирование показывает, что описанный выше режим охлаждения приводит к формированию структуры, которая содержит около 91 % феррита и почти 9 % перлита. Количество бейнита, если он и образуется, будет составлять менее 0,2 %, что не является критическим.

Выводы

1. Проведено компьютерное моделирование фазового превращения в зоне термического влияния сварного шва низкоуглеродистой стали, легированной Ni и Mn. Моделирование предсказало формирование некоторого количества бейнитных структур в зоне термического влияния и сварном шве, образующихся при обычном воздушном охлаждении и приводящих к снижению пластических свойств. Доля этого бейнита в структуре металла шва и зоны термического влияния составляет около 4,8–6,8 %. Определены температурные интервалы фактического ферритного и перлитного превращений при воздушном охлаждении с учетом непостоянной и нелинейной скорости охлаждения.

2. Предложен режим контролируемого охлаждения, позволяющий избежать образования бейнита в низкоуглеродистой стали, легированной Ni и Mn с повышенным содержанием Cr, Mo и Cu и микролегированной V и Nb, который включает ускоренное охлаждение (около 3,8–4,6 °С/с) при температурах выше 640 °С и значительное его снижение (до 0,08–0,12 °С/с) в интервале (640–500 °С), а затем свободное охлаждение на воздухе. Такой режим не только позволяет практически избежать образования бейнита, но и улучшает условия образования дисперсных карбидов V и Nb в микролегированных сталях, что снижает вероятность хрупкого разрушения вблизи сварного шва.

Библиографический список / References

1. Соколов Д. Ф. Разработка моделей распада аустенита и прогнозирования механических свойств при контролируемой прокатке сталей: дис. ... канд. техн. наук / Д. Ф. Соколов. – Санкт-Петербург, 2013. – 202 с.

Sokolov D. F. *Razrabotka modeley raspada austenita i prognozirovaniya mekhanicheskikh svoystv pri kontroliruemoy prokatke staley*. Sankt-Peterburg, 2013, 202 p.

2. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов / И. И. Новиков. – М: Металлургия, 1978. – 392 с.

Novikov I. I. *Teoriya termicheskoy obrabotki metallov*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978, 392 p.

3. Radaj D. Heat effects of welding: Temperature field, residual stress, distortion / Radaj D. – Berlin: Springer, 1992. – 322 p.

Radaj D. Heat effects of welding: Temperature field, residual stress, distortion. Berlin, Springer Publ., 1992, 322 p.

4. Костин В. А. Особенности моделирования структурных превращений в сварных швах высокопрочных сталей / В. А. Костин, Г. М. Григоренко, В. В. Жуков, А. М. Крупеник // Сборник трудов 6-й конференции «Математические модели и информационные технологии в сварке и родственных процессах». – Кацевели, 2012. – С. 233–235.

Kostin V. A., Grigorenko G. M., Zhukov V. V., Krupenik A. M. *Osobennosti modelirovaniya strukturnykh prevrashcheniy v svarnykh shvakh vysokoprochnykh staley*. Sbornik trudov 6-y konferentsii "Matematicheskie modeli i informatsionnye tekhnologii v svarke i rodstvennykh protsessakh". Katseveli, 2012, pp. 233-235.

5. Григоренко Г. М. Построение диаграмм АРА на основе регрессионной модели структурных превращений в сварных швах высокопрочных низколегированных сталей / Г. М. Григоренко,

В. А. Костин // Современная электрометаллургия. – 2013. – № 1. – С. 33–39.

Grigorenko G. M., Kostin V. A. *Postroenie diagramm ARA na osnove regressionnoy modeli strukturnykh prevrashcheniy v svarnykh shvakh vysokoprochnykh nizkolegированных staley*. Sovremennaya elektrometallurgiya. 2013, no. 1, pp. 33-39.

6. Костин В. А. Моделирование структурных превращений и механических свойств в сварных швах высокопрочных низколегированных сталей / В. А. Костин // Сборник трудов 7-й конференции «Математические модели и информационные технологии в сварке и родственных процессах». – Одесса, 2014. – С. 146–147.

Kostin V. A. *Modelirovanie strukturnykh prevrashcheniy i mekhanicheskikh svoystv v svarnykh shvakh vysokoprochnykh nizkolegированных staley*. Sbornik trudov 7-y konferentsii "Matematicheskie modeli i informatsionnye tekhnologii v svarke i rodstvennykh protsessakh". Odessa, 2014, pp. 146-147.

7. Kirkaldy J. S. Hardenability concepts with application to steel / J. S. Kirkaldy, B. A. Thomson, E. A. Baganis // Warrendale, PA: AIME, 1978. – P. 82–90.

Kirkaldy J. S., Thomson B. A., Baganis E. A. Hardenability concepts with application to steel. Warrendale, PA: AIME, 1978, pp. 82-90.

8. Kirkaldy J. S. Phase transformations in ferrous alloys / J. S. Kirkaldy, D. Venegopolan // Warrendale, PA: AIME, 1984. – P. 125–131.

Kirkaldy J. S. Venegopolan D. Phase transformations in ferrous alloys. Warrendale, PA: AIME, 1984, pp. 125-131.

9. Моделирование влияния состава трубных сталей и режима термической обработки на кинетику распада аустенита и структуру феррита / Н. Ю. Золоторевский, Е. В. Нестерова, Е. И. Хлусова [и др.] // Вопросы материаловедения. – 2011. – № 3. – С. 38–52.

Zolotorevskiy N. Yu., Nesterova E. V., Khlusova E. I. *Modelirovanie vliyaniya sostava trubnykh staley i rezhima termicheskoy obrabotki na kinetiku raspada austenita i strukturu ferrita*. Voprosy materialovedeniya. 2011, no. 3, pp. 38-52.

10. Каверинский В. В. Компьютерна программа для моделирования фазовых перетворень / В. В. Каверинский. – 2017. – (02.19.2017; № 70573).

Kaverins'kiy V. V. *Komp'yuterna programa dlya modelyuvannya fazovykh peretvoren'*. Ukraine, 2017 (02.19.2017; no. 70573).

11. Компьютерное моделирование фазовых превращений в комплексно легированной стали / А. И. Троцан, В. В. Каверинский, И. Л. Бродецкий, З. П. Сухенко // Строительство, материаловедение, машиностроение: Стародубовские чтения

2016. – Днепропетровск: ПГСА, 2016. – Вып. 89. – С. 177–181.

Trocan A. I., Kaverinskij V. V., Brodeckij I. L., Suhenko Z. P. *Komp'yuternoe modelirovanie fazovyh prevrashchenij v kompleksno legirovannoj stali. Stroitel'stvo, materialovedenie, mashinostroenie: Starodubovskie chteniya 2016. Dnepropetrovsk, PGSA, 2016, issue. 89, pp. 177-181.*

12. Компьютерная модель кинетики распада аустенита в легированных сталях / А. И. Троцан, В. В. Каверинский, З. П. Сухенко, В. С. Синюк // Сборник трудов XV всеукраинской научной конференции «Специальная металлургия: вчера, сегодня, завтра – 2017». – Киев: КПИ, 2017. – С. 1158–1173.

Trocan A. I., Kaverinskij V. V., Suhenko Z. P., Sinyuk V. S. *Komp'yuternaya model' kinetiki raspada austenita v legirovannyh stalyah. Sbornik trudov XV vseukrainskoj nauchnoj konferencii "Special'naya metallurgiya: vchera, segodnya, zavtra – 2017". Kiev, KPI, 2017, pp. 1158-1173.*

13. Kaverinsky V. V. About computer simulation of austenite transformation in bulk / V. V. Kaverinsky // Journal of materials science and applications. – 2017. – Vol. 3. – P. 1 – 6.

Kaverinsky V. V. About computer simulation of austenite transformation in bulk. Journal of materials science and applications. 2017. Vol. 3. Pp. 1-6.

14. Zuber T. A. Influence of arc welding condition on kinetics of phase transformation in HAZ weldment of structural alloyed steels / T. A. Zuber, V. A. Kostin, V. V. Zukov // VIII International conference of young scientists: «Welding and relating technologies», Kiev, 2015. – 253 p.

Zuber T. A., Kostin V. A., Zukov V. V. Influence of arc welding condition on kinetics of phase transformation in HAZ weldment of structural alloyed steels. VIII International conference of young scientists: "Welding and relating technologies", Kiev, 2015, 253 p.

15. Grigorenko G. M. Predicting the temperatures of phase transformations in high strength low alloy steels / G. M. Grigorenko, V. A. Kostin // Advances in electrometallurgy. – 2013. – № 1, vol. 11. – P. 46–54.

Grigorenko G. M., Kostin V. A. Predicting the temperatures of phase transformations in high strength low alloy steels. Advances in electrometallurgy. 2013, no. 1, vol. 11, pp. 46-54.

16. Троцан А. И. Прогнозирование выделения карбонитридов и карбидов в микролегированной стали с применением термодинамических расчётов / А. И. Троцан, В. В. Каверинский, И. Л. Бродецкий // Металлофизика и новейшие технологии. – 2013. – № 7. – С. 919–931.

Trocan A. I., Kaverinskij V. V., Brodeckij I. L. *Prognozirovanie vydeleniya karbonitridov i karbidov v mikrolegirovannoj stali s primeneniem termodinamicheskikh raschyotov. Metallofizika i novejschie tekhnologii. 2013, no. 7, pp. 919-931.*

Purpose. Using mathematical modeling, to predict the possibility of formation of bainitic or martensitic structures and their proportion when cooling the heat-affected zone near the welded seam of low-carbon steel doped with Ni and Mn, and also to develop a controlled cooling regime to reduce their amount without the risk of grain growth and a significant reduction in strength properties.

Methodology. Theoretical studies were carried out using an original physically grounded computer model for describing the decay of supercooled austenite in steels.

Findings. Using developed by us computer model, the processes of austenite decomposition in the zone of thermal impact of a weld of low-carbon steel doped with Ni and Mn at various distances from the seam have been studied.

Originality. The formation of 4.8–6.8 % of bainite in the heat affected zone when uncontrolled cooling is predicted for this steel. That can lead to plastic properties decrease and increases the probability of brittle fracture of welded joints. The temperature ranges of the actual ferritic and pearlite transformations when cooling are determined, taking into account the non-constant and nonlinear cooling rate.

Practical value. On the basis of the obtained results, a controlled cooling regime that allows avoiding of bainite formation is proposed for steels of this type. This regime, in addition, contributes to the creation of conditions for the formation of dispersed V and Nb carbides when microalloying of steel by these elements.

Key words: phase transformations, welding, zone of thermal impact, mathematical modeling, low-carbon alloy steel.

**Рекомендована к публикации
д. т. н. В. З. Куцовой**

Поступила 6.06.2017

**Metallurgical and Mining
Industry**

www.metaljournal.com.ua