

ПОВЫШЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ БАНДАЖИРОВАННЫХ ОПОРНЫХ ВАЛКОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ НАПЛАВКЕ НА НИЗКОЙ ПОГОННОЙ ЭНЕРГИИ

С. В. ЩЕТИНИН

ГВУЗ «Приазовский гос. техн. ун-т». 87500, г. Мариуполь, ул. Университетская, 7.
E-mail: schetininSergey2012@yandex.ua

Повышение трещиностойкости бандажированных опорных валков является актуальной задачей. В работе изучен механизм повышения трещиностойкости наплавленного металла с целью разработки процесса высокоскоростной наплавки на низкой погонной энергии опорных валков. Методом рентгеноструктурного анализа на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 установлено, что форма электрода и погонная энергия при наплавке значительно влияют на микроискажения кристаллической решетки, которые определяют микронапряжения. Последние приводят к интенсивному образованию и росту трещин, механизм зарождения которых связывают с дислокациями. Установленные закономерности подтверждены при измерении плотности дислокаций, которые измеряли по уширению рентгеновских линий. Минимальные микроискажения кристаллической решетки, микронапряжения и плотность дислокаций обеспечиваются при наплавке проволокой и составным электродом с высокой скоростью и минимальным тепловложением. При повышении скорости наплавки и снижении погонной энергии увеличивается скорость нагрева, охлаждения и кристаллизации жидкого металла сварочной ванны, что обеспечивает измельчение микроструктуры, повышение трещиностойкости наплавленного металла. Предложен процесс высокоскоростной наплавки на низкой погонной энергии бандажированных опорных валков, обеспечивающий повышение трещиностойкости и исключение поломок бандажей. Библиогр. 13, табл. 1, рис. 6.

Ключевые слова: высокоскоростная наплавка на низкой погонной энергии, микроискажения кристаллической решетки, микронапряжения, плотность дислокаций, сварочные напряжения, трещиностойкость, бандажированные опорные валки

Опорные валки, которые предотвращают прогиб и поломку рабочих валков, работают в условиях высоких удельных давлений, поэтому наплавка опорных валков не проводилась, особенно бандажированных опорных валков, которые изготавливаются путем посадки бандажа на ось с натягом. В результате в бандаже возникают напряжения, которые могут привести к поломке, поэтому повышение трещиностойкости бандажированных опорных валков является важной научно-технической проблемой.

Эффективным способом повышения трещиностойкости является высокоскоростная наплавка на низкой погонной энергии, воздействие которой на структуру и свойства наплавленного металла исследовано недостаточно [1–8].

Цель исследований — изучение механизма повышения трещиностойкости наплавленного металла и разработка процесса высокоскоростной наплавки на низкой погонной энергии бандажированных опорных валков.

Форма электрода является одним из параметров технологического процесса наплавки, так как дуга, двигаясь по торцу электрода, концентрируется при наплавке проволокой и расконцентрируется при наплавке лентой, в зависимости от

расположения которой она движется вдоль продольной оси или поперек сварочной ванны. Движение дуги определяет тепловложение в ванне и при постоянном режиме наплавки скорость нагрева и охлаждения жидкого металла и околошовной зоны. Это изменяет условия кристаллизации ванны, диффузионные процессы, структурные и фазовые превращения [5, 6] и качество наплавленного металла. Однако влияние формы электрода на качество наплавленного металла исследовано недостаточно [7, 8].

Кроме того, общеизвестно, что при уменьшении погонной энергии вследствие увеличения скорости охлаждения повышается вероятность образования холодных трещин.

Однако Н. Н. Прохоров [5] отмечает, что значительное снижение погонной энергии сварки и соответствующее увеличение скорости охлаждения могут привести к снижению вероятности образования холодных трещин.

Как установлено, форма электрода и погонная энергия значительно влияют на движение дуги, термические циклы и скорость кристаллизации, которая с повышением скорости сварки возрастает: $v_{кр} = \cos \alpha_{св}$ (рис. 1). При наплавке с одинаковой погонной энергией перпендикулярной лентой скорость нагрева, охлаждения и кристаллизации

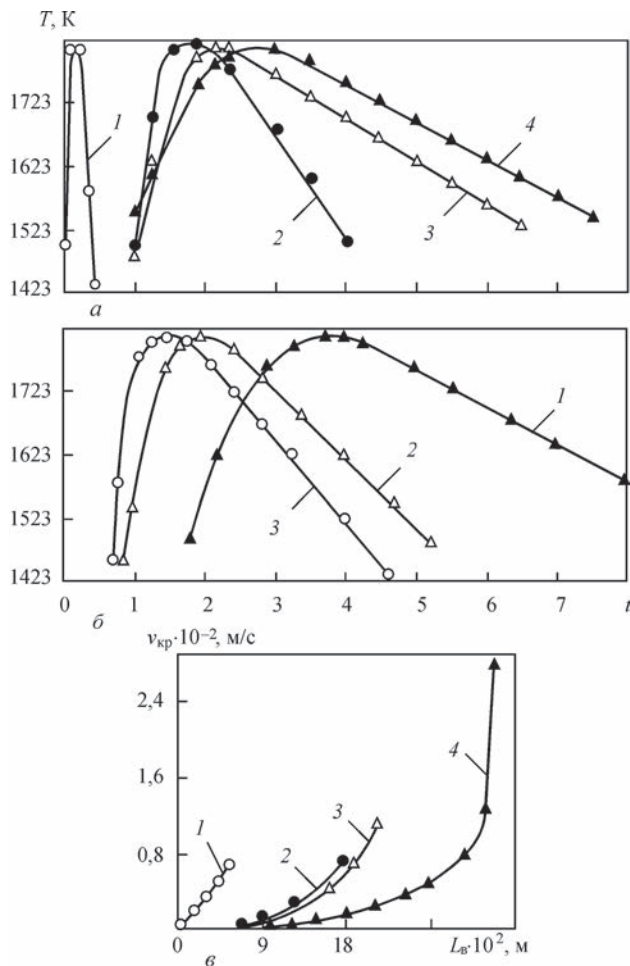


Рис. 1. Закономерность воздействия формы электрода (а, в) на термический цикл (а) и скорость кристаллизации жидкого металла сварочной ванны (в): 1 — перпендикулярная лента; 2 — продольная лента; 3 — проволока; 4 — составной электрод; и погонной энергии (1 — 3,6; 2 — 2,7; 3 — 1,8 МДж/м) на термический цикл (б), при составном электроде

максимальны. При наплавке продольной лентой в результате движения дуги вдоль сварочной ванны увеличивается тепловложение в боковые кромки ванны и снижается скорость нагрева, охлаждения и кристаллизации металла. При наплавке проволочным электродом скорость нагрева, охлаждения и кристаллизации еще больше снижается вследствие концентрации и повышения эффективности тепловложения. Минимальная скорость нагрева, охлаждения и кристаллизации обеспечивается при наплавке составным электродом в результате движения дуги по прямолинейным участкам ленты в области боковых кромок ванны. При постоянной погонной энергии скорость охлаждения уменьшается от 300 °/с при наплавке перпендикулярной лентой до 60 °/с при наплавке составным электродом.

С увеличением скорости сварки и уменьшением погонной энергии скорости нагрева и охлаждения возрастают (рис. 2). При этом значительно больше возрастает скорость нагрева — со 157 до 500 °/с. Скорость охлаждения возрастает с 53 до 120 °/с.

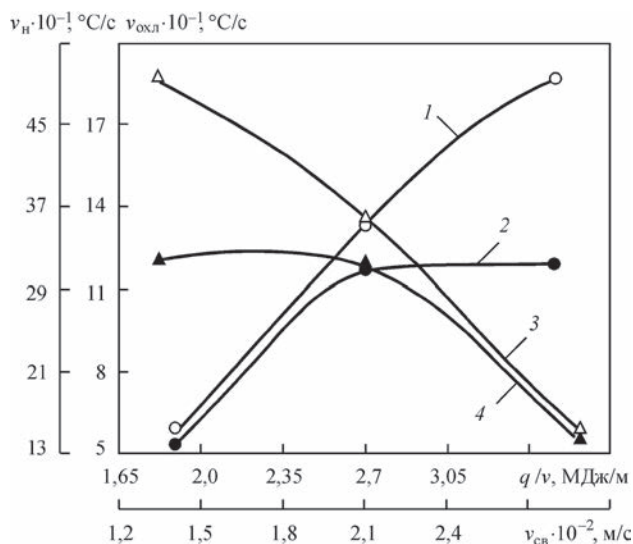


Рис. 2. Зависимость скорости нагрева (1, 3) и охлаждения (2, 4) металла от скорости сварки (1, 2) и погонной энергии (3, 4)

При высокоскоростной наплавке измельчается микроструктура наплавленного металла и околошовной зоны, что является следствием повышения скорости нагрева и охлаждения и увеличения количества центров кристаллизации, которые, располагаясь перед фронтом растущих столбчатых кристаллитов, подавляют их дальнейший рост. При нагреве перлит и феррит превращаются в аустенит. В результате увеличения скорости нагрева зерна аустенита не успевают вырасти и устойчивость аустенита снижается. При охлаждении распад неустойчивого мелкозернистого аустенита происходит в верхнем субкритическом интервале температур с образованием сорбита и перлита, что предотвращает образование трещин.

При повышении скорости сварки и уменьшении погонной энергии вследствие повышения скорости нагрева и охлаждения возрастает скорость кристаллизации (рис. 3), измельчается ми-

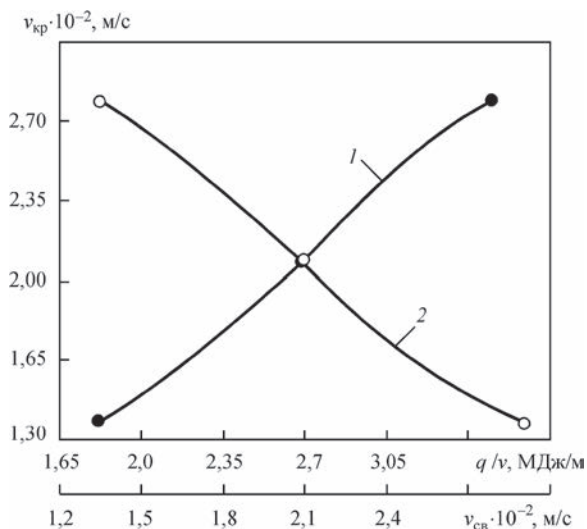


Рис. 3. Зависимость скорости кристаллизации жидкого металла сварочной ванны от скорости сварки (1) и погонной энергии (2)

кросструктура и повышается трещиностойкость наплавленного металла.

Одновременно с измельчением микроструктуры при высокоскоростной наплавке на низкой погонной энергии снижаются сварочные напряжения, природа образования которых полностью не установлена.

В результате тепловложения в процессе наплавки металл подвергается воздействию термомодеформационного цикла, который определяет микроискажения кристаллической решетки и микронапряжения. Термомодеформационный цикл приводит к развитию собственных деформаций и микронапряжений в наплавленном металле, которые определяются микроискажениями кристаллической решетки [9]:

$$\sigma = E \frac{\Delta a}{a}, \text{ МПа}, \quad (1)$$

где E — модуль упругости, $19,68 \cdot 10^4$ МПа; $\Delta a/a$ — микроискажения кристаллической решетки.

Микроискажения кристаллической решетки определяли при пятислойной наплавке на пластины размером $(30 \times 300 \times 400) \cdot 10^{-3}$ м проволокой Св 08А диаметром $4 \cdot 10^{-3}$ м, лентой 08кп (таблица) размером $(0,5 \times 45) \cdot 10^{-3}$ м, расположенной в продольном и перпендикулярном направлениях, и составным электродом. Наплавку проводили под керамическим флюсом ЖСН-5 на характерных для каждого способа оптимальных режимах: проволочным электродом — при токе $I = 650 \dots 750$ А, напряжении на дуге $U = 31 \dots 33$ В и скорости наплавки $v_{\text{н}} = (0,56, 0,83 \text{ и } 1,1) \cdot 10^{-2}$ м/с, продольной и перпендикулярной лентой — $I = 450 \dots 550$ А, $U = 29 \dots 31$ В, $v_{\text{н}} = (0,33, 0,5 \text{ и } 0,67) \cdot 10^{-2}$ м/с, составным электродом — $I = 1950 \dots 2050$ А, $U = 29 \dots 31$ В, $v_{\text{н}} = (1,4, 2,1, 2,8) \cdot 10^{-2}$ м/с. Погонная энергия для каждого способа наплавки изменялась в пределах $q_{\text{п}}/v = 1,8, 2,7 \text{ и } 3,6$ МДж/м.

Для регулирования качества наплавленного металла проведены исследования влияния формы электрода и погонной энергии на структурные и фазовые превращения путем измерения микроискажений кристаллической решетки, плотности дислокаций, микроструктуры, микротвердости наплавленного металла и околошовной зоны. Исследования величины микроискажений кристаллической решетки проводили методом рентгеноструктурного анализа на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3.

При электродуговой наплавке под действием теплового возбуждения в наплавленном металле возникают вакансии [5], так как энергия активации возникновения вакансий меньше энергии образования межузельных атомов. В зоне возникновения вакансий нарушается статическое

равновесие сил межатомного взаимодействия, что приводит к смещению соседних атомов из их равновесных положений и микроискажениям кристаллической решетки.

Как установлено, форма электрода и погонная энергия значительно влияют на микроискажения кристаллической решетки (рис. 4, а). При наплавке перпендикулярной лентой с низкой скоростью, вследствие большого тепловложения избыточные вакансии пересыщают металл [5], и микроискажения кристаллической решетки максимальны. При наплавке продольной лентой, вследствие уменьшения тепловложения микроискажения кристаллической решетки снижаются. При наплавке проволокой с более высокой скоростью микроискажения кристаллической решетки еще меньше. Минимальные микроискажения кристаллической решетки обеспечиваются при наплавке составным электродом с высокой скоростью и минимальным тепловложением.

Изменение погонной энергии при наплавке лентой, расположенной перпендикулярно и вдоль направления наплавки, не влияет на микроискажения кристаллической решетки вследствие пересыщения металла вакансиями. Повышение скорости наплавки проволочным и составным электродом влияет на микроискажения кристаллической решетки, которые с увеличением скорости наплавки и снижением погонной энергии уменьшаются. Минимальные микроискажения кристаллической решетки обеспечиваются при наплавке составным электродом со скоростью $2,1 \cdot 10^{-2}$ м/с вследствие снижения тепловложения и возникновения вакансий Шоттки.

В соответствии с влиянием формы электрода и погонной энергии на микроискажения кристаллической решетки, при наплавке перпендикулярной лентой, в наплавленном металле возникают максимальные микронапряжения (рис. 4, б). При наплавке продольной лентой микронапряжения уменьшаются. При наплавке проволочным электродом микронапряжения становятся еще меньше. Наиболее значительно снижаются микронапряжения при наплавке составным электродом на низких погонных энергиях, так как при уменьшении тепловложения и ускоренном охлаждении снижается уровень пластической деформации [10], что предотвращает разрушение.

Микронапряжения приводят к интенсивному образованию и росту трещин [5,6], механизм зарождения которых связывают с дислокациями [11]. Изучение влияния формы электрода и погонной энергии на плотность дислокаций проводили по уширению рентгеновских линий [12]:

$$\rho = 3,46 \cdot 10^{19} \beta_{211}^2, \text{ (рад)} \cdot \text{м}^{-2}. \quad (2)$$

Химический состав наплавочных материалов, мас. % (ГОСТ 2246–80, ГОСТ-503–81, ГОСТ 1050–88)

Материал	C	Mn	Si	Cr	S	P
Проволока Св08А	≤ 0,1	0,35...0,6	≤ 0,03	≤ 0,12	0,025	0,030
Лента 08кп	0,05...0,12	0,25...0,5	≤ 0,03	≤ 0,1		

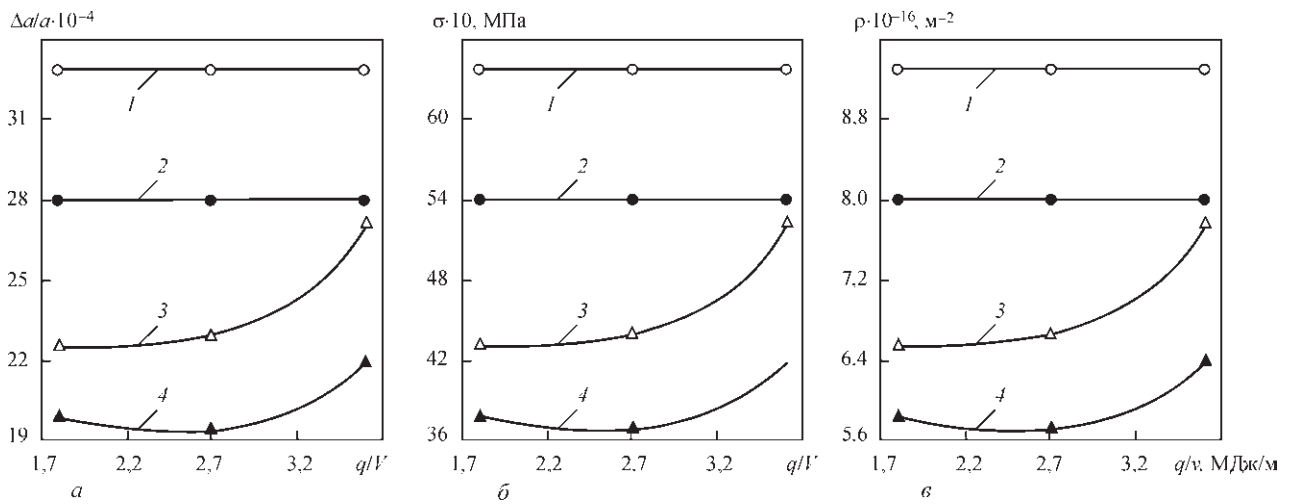


Рис. 4. Закономерность воздействия формы электрода и погонной энергии на микроискажения кристаллической решетки (а), микронапряжения (б) и плотность дислокаций (в) в наплавленном металле: 1 — перпендикулярная лента; 2 — продольная лента; 3 — проволока; 4 — составной электрод

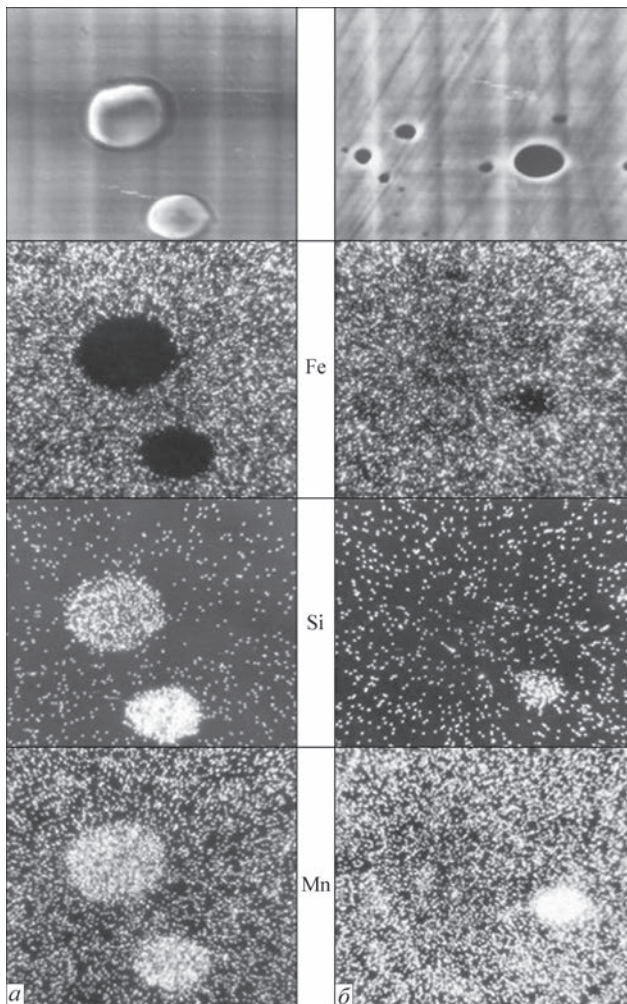


Рис. 5. Неметаллические включения размером более 3 мкм ($\times 1500$ с умен. 1/2 (а), менее микрометра ($\times 4000$ с умен. 1/2 (б), в рентгеновских спектрограммах распределения

В результате установлено, что максимальная плотность дислокаций характерна для наплавки перпендикулярной лентой и уменьшается при наплавке продольной лентой (рис. 4, в). При наплавке проволочным и особенно составным электродом на малых погонных энергиях плотность дислокаций снижается. Это соответствует влиянию формы электрода и погонной энергии на микроискажения кристаллической решетки, так как источником дислокаций являются совокупность вакансий и неметаллические включения.

Для объяснения установленного изменения плотности дислокаций проведена оценка степени загрязненности наплавленного металла неметаллическими включениями и определение их химического состава.

Оценка степени загрязненности наплавленного металла неметаллическими включениями проводилась на оптическом микроскопе «Vertivol» при увеличении 500 линейным методом. Подсчет индекса загрязненности проводился как отношение суммарной длины включений ко всей длине подсчета, определение химического состава неметаллических включений – методом рентгено-спектрального анализа на растровом электронном микроскопе РЭМ-100У и методом лазерного микроспектроанализа на лазерном микроспектроанализаторе LMA-10.

Исследования на оптическом микроскопе при увеличении 400, 500 и растровом электронном микроскопе при увеличении 1000 позволили установить, что в наплавленном металле имеются неметаллические включения, которые можно под-

разделить на два вида: единичные сферические светящиеся, размеры которых более 3 мкм (рис. 5, а) и большое количество сферических непрозрачных, размеры которых менее 1 мкм (рис. 5, б).

Степень загрязненности наплавленного металла с повышением скорости наплавки снижается вследствие интенсивных конвективных потоков и скорости движения жидкого металла. Основными неметаллическими включениями являются марганец и кремний (рис. 5). Установленное влияние формы электрода и погонной энергии на степень загрязненности наплавленного металла неметаллическими включениями хорошо согласуется с их действием на плотность дислокаций.

На основании установленной закономерности действия формы электрода и погонной энергии на плотность дислокаций можно сделать вывод, что форма электрода и погонная энергия вследствие влияния на движение дуги, термические циклы и скорость кристаллизации действуют на трещиностойкость наплавленного металла.

Как установлено, при повышении скорости нагрева и охлаждения возрастает дисперсность микроструктуры (рис. 6) и трещиностойкость наплавленного металла. При наплавке продольной лентой микроструктура наплавленного металла крупнозернистая и неоднородная (рис. 6, а). При наплавке перпендикулярной лентой микроструктура незначительно измельчается, оставаясь крупнозернистой (рис. 6, б). Наплавка проволочным и составным электродом приводит к измельчению микроструктуры (рис. 6, в, г), которая представляет собой ферритноцементитную смесь и является мелкодисперсной и однородной.

Аналогично измельчается микроструктура наплавленного металла и околошовной зоны при высокоскоростной наплавке, что является следствием повышения скорости нагрева и охлаждения и увеличения количества центров кристаллизации, которые, располагаясь перед фронтом растущих столбчатых кристаллитов, подавляют их дальнейший рост.

В результате увеличения скорости нагрева зерна аустенита не успевают вырасти и устойчивость аустенита снижается. При охлаждении распад неустойчивого мелкозернистого аустенита происходит в верхнем субкритическом интервале температур с образованием сорбита и перлита, что предотвращает образование трещин. В результате минимальных микроискажений кристаллической решетки, микронапряжений, плотности дислокаций и мелкодисперсной, однородной структуры повышается трещиностойкость.

При электродуговой наплавке бандажированных опорных валков стана 3000 с большой погонной энергией бандаж поломался.

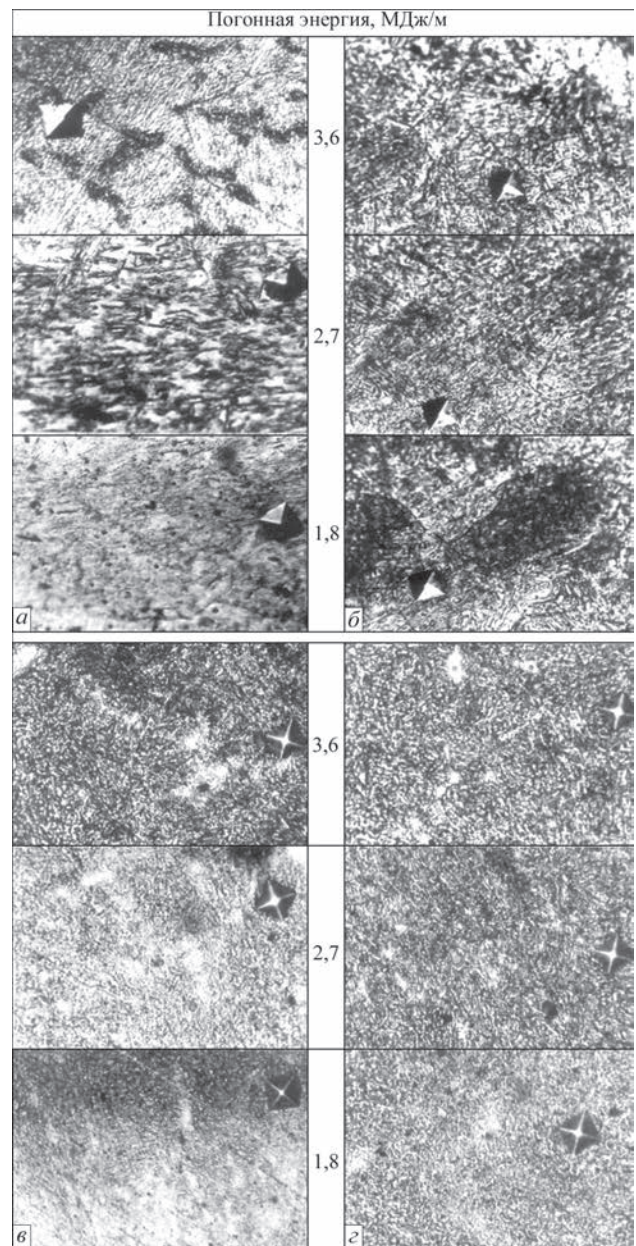


Рис. 6. Микроструктура ($\times 300$) металла, наплавленного продольной (а), перпендикулярной (б) лентой, проволочным (в) и составным (г) электродами с различной погонной энергией

Для повышения трещиностойкости и износостойкости бандажированных опорных валков разработан энергосберегающий способ высокоскоростной наплавки на низкой погонной энергии [13]. Высокоскоростную наплавку бандажированных опорных валков стана 3000, который состоит из оси и бандаж из стали 90ХФ, проводили с предварительным и сопутствующим подогревом до 300...350 °С. В начале наплавливали буферный слой низкоуглеродистой проволокой Св-08Г2С диаметром 5 мм под флюсом АН-60, затем износостойкий слой, наплавку которого проводили порошковой проволокой ПП-Нп-25Х5ФМС диаметром 3,6 мм под флюсом АН-26П с погонной энергией 1,1 МДж/м на режиме: ток 750...800 А, напряжение на дуге 30...32 В, скорость наплавки

75 м/ч. После наплавки проводили термическую обработку и замедленное охлаждение. При высокоскоростной наплавке на низкой погонной энергии бандажированных опорных валков бандаж не поломался, что подтверждает эффективность процесса.

Разработанный энергосберегающий процесс высокоскоростной наплавки на низкой погонной энергии бандажированных опорных валков обеспечивает минимальные микроискажения кристаллической решетки, микронапряжения, плотность дислокаций и сварочные напряжения, мелкодисперсную однородную структуру, высокую трещиностойкость и исключение поломок бандажей.

Выводы

1. Установлен механизм повышения трещиностойкости наплавленного металла при высокоскоростной наплавке на низкой погонной энергии за счет снижения микроискажений кристаллической решетки, микронапряжений, плотности дислокаций и сварочных напряжений. Минимальные микроискажения кристаллической решетки, микронапряжения и плотность дислокаций обеспечиваются при высокоскоростной наплавке на низкой погонной энергии проволокой и составным электродом.

2. При повышении скорости наплавки и снижении погонной энергии увеличивается скорость нагрева, охлаждения и кристаллизации жидкого металла сварочной ванны, что обеспечивает измельчение микроструктуры и повышение трещиностойкости.

3. Разработан процесс высокоскоростной наплавки на низкой погонной энергии бандажированных опорных валков, который обеспечивает

снижение сварочных напряжений, измельчение микроструктуры, повышение трещиностойкости и отсутствие поломок бандажей.

1. Фрумин И. И. Автоматическая электродуговая наплавка / И. И. Фрумин. – М.: Металлургия, 1961. – 250 с.
2. Фрумин И. И. Применение дисперсионно-твердеющей стали для наплавки валков обжимного прокатного стана / И. И. Фрумин, А. М. Резницкий // Автоматическая сварка. – 1975. – № 9. – С. 55–57.
3. Рябцев И. А. Наплавка деталей машин и механизмов / И. А. Рябцев. – К.: Екотехнологія, 2004. – 160 с.
4. Тылкин М. А. Повышение долговечности деталей металлургического оборудования / М. А. Тылкин. – М.: Металлургия, 1975. – 347 с.
5. Прохоров Н. Н. Физические процессы в металле при сварке / Н. Н. Прохоров. – М.: Металлургия, 1976. – 600 с.
6. Шоршоров М. Х. Фазовые превращения и изменения свойств стали при сварке / М. Х. Шоршоров, В. В. Белов. – М.: Наука, 1972. – 228 с.
7. Савицкий А. М. Влияние скорости сварки и длительности периодического охлаждения на формирование структуры сварных соединений закаляющихся сталей при дуговой сварке с термоциклированием / А. М. Савицкий, М. М. Савицкий, Д. П. Новикова // Автоматическая сварка. – 2004. – № 8. – С. 41–45.
8. Мусяченко В. Ф. Сопrotивляемость образованию холодных трещин тавровых соединений высокопрочной стали при однопроводной сварке в защитном газе / В. Ф. Мусяченко, Л. И. Миходуй, В. Д. Поздняков // Сварочное производство. – 1990. – № 2. – С. 13–15.
9. Горелик С. С. Рентгеноструктурный и электроннооптический анализ / С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков. – М.: Металлургия, 1970. – 368 с.
10. Влияние термомодеформационного цикла на технологическую прочность при наплавке бронзы на серый чугун / М. И. Мясин, В. М. Сагалевич, В. Н. Турьгин [и др.] // Сварочное производство. – 1988. – № 3. – С. 10–11.
11. Финкель В. М. Физика разрушения / В. М. Финкель. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.
12. Иванов А. Н. Сравнительное определение плотности дислокаций в полукристаллах по ширине рентгеновских линий и электронномикроскопически / А. Н. Иванов, Ю. О. Меженный, А. Е. Остров // Заводская лаборатория. – 1987. – № 2. – С. 43–48.
13. Пат. 65092 Україна, МКВ В 23 К 9/04. Спосіб відновлення і зміцнення циліндричних деталей / В. С. Бойко, С. В. Щетинін, В. В. Кліманчук. – Опубл. 15.03.2004; Бюл. № 3.

Поступила в редакцию 02.02.2016

Колеса для высокоскоростных поездов

В следующем году китайская компания «Masteel» начнет серийное производство колес для высокоскоростных поездов. До сих пор все колеса для таких поездов импортировались в Китай. В настоящее время «Masteel» тестирует два типа колес: для движения со скоростью до 250 и 350 км/ч. Оба типа уже прошли более 200 тыс. км со скоростью, превышающей 300 км/ч. Все тестовые прогоны составляют 600 тыс. км. Компания объявила, что введение колес местного производства приведет к существенному снижению цен на них не только на китайском рынке, но и на экспорт, который входит в планы «Masteel». В течение первых четырех месяцев текущего года компания продала 32400 т железнодорожных колес.

В конце этого года, как ожидается, начнется тестирование первой оси для высокоскоростных поездов, которые также намеревается производить «Masteel». По данным China Daily строительство первого завода, который должен ежегодно производить 40 000 осей для разных типов поездов, началось в апреле.



<http://www.azovpromstal.com/news/one/>