

сплава углерода, вглубь стальной основы [2]. В результате образуются зоны, обогащенные перлитом, и возрастает хрупкость соединения слоев биметалла.

Таким образом, при получении биметаллических материалов с использованием легкоплавких промежуточных прослоек необходимо учитывать материал слоя, его толщину и метод нанесения для обеспечения максимальных прочностных свойств. Промежуточные слои из сплавов типа СР-2 оптимальной толщины обеспечивают более высокие прочностные свойства биметалла, чем гальванические покрытия при меньших затратах времени на их нанесение.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Траймак Н.С., Стасюлевич В.А., Лихачев С.А. Влияние технологических факторов на свойства литых биметаллических материалов. — В кн.: *Металлургия*. Минск: Выш. шк., 1984, вып. 18, с. 71–73. 2. Сопожников С.З., Куприянова В.Н., Пережогин Л.А. О диффузионной связи в литых биметаллах. — *Митом*, 1982, № 2, с. 54–55.

УДК 669.014

Р.Л. ТОФПЕНЕЦ, д-р техн. наук,  
МАРСЕЛИНО РЕЙНАГА,  
Ф.И. РУДНИЦКИЙ (БПИ)

#### РЕНТГЕНОВСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА И СУБСТРУКТУРЫ В МОДИФИЦИРОВАННОЙ СТАЛИ Р6М5

В работах по легированию быстрорежущих сталей карбидообразующими и некарбидообразующими элементами встречаются различные мнения о причинах образования в закаленной стали остаточного аустенита.

Так, в работах [1, 2] отмечается, что содержание остаточного аустенита тем больше, чем ниже температура начала ( $M_n$ ) и конца ( $M_k$ ) мартенситного превращения, чем больше содержание в аустените углерода и легирующих элементов (кроме  $Co$  и  $Al$ ).

В работе [3] имеются сведения о зависимости содержания остаточного аустенита в закаленной стали от аустенитного зерна, получаемого при нагреве под закалку. Стали с крупным зерном сохраняют после закалки больше аустенита, чем сталь, имеющая такой же состав аустенита, но более мелкое зерно [3].

Известны способы изменения размеров зерна в быстрорежущих сталях введением модифицирующих добавок. При этом наиболее существенно уменьшают склонность к росту зерна аустенита при нагреве карбидообразующие добавки ( $Cr$ ,  $Mo$ ,  $Nb$ ,  $Ti$ ) [4].

Особенности кристаллизации быстрорежущих сталей приводят к неравномерности распределения избыточных карбидов в структуре (карбидной неоднородности), что затрудняет получение зерна одинакового размера в разных объемах металла и понижает механические свойства стали. Для литой структуры быстрорежущих сталей характерно наличие по границам зерен эвтектической сетки, которая снижает ее прочностные свойства. Известно, что толщина и сплошность этой сетки зависят от состава стали (при одинаковых условиях литья, способа выплавки и т.д.).

В настоящей работе исследовались взаимосвязи микро-, субструктуры и некоторых свойств стали Р6М5, модифицированной малыми добавками (0,2 % мас.) карбидообразующих элементов.

При постановке задачи особое внимание обращали на размер блоков мозаики, поскольку зерно не является монолитом, построенным из строго параллельных атомных слоев, а состоит из мозаики отдельных блоков размером  $10^{-7}$ – $10^{-6}$  мм, разориентированных на углы от нескольких минут до нескольких градусов. Поэтому субграница (межблочная граница) может служить препятствием росту иглы мартенсита, что повышает его дисперсность.

Плавка стали осуществлялась в электрической печи с графитовым нагревателем с последующей заливкой в кокиль. Полученные образцы подвергали закалке от 1200 °С.

Для определения содержания остаточного аустенита и размера блоков мозаики использовали рентгеноструктурный анализ. Съемка интерференционных линий выполнена на дифрактометре ДРОН-3. Остаточный аустенит определяли методом, разработанным Дейстчем [5], который предлагает использовать молибденовое излучение с помощью регистрации двух аустенитных линий  $(311)_\gamma$  и  $(220)_\gamma$  и одной мартенситной  $(211)_\alpha$ . Объемная доля аустенита ( $V_\gamma$ ) определялась по формуле

$$V_\gamma = \frac{1,4 Y_\alpha}{Y_{\alpha_\gamma} + 1,4 Y_\gamma},$$

где  $Y_\alpha$  – интегральная интенсивность отражения от плоскости  $(211)_\alpha$ ;  $Y_\gamma$  – средняя интегральная интенсивность отражения от плоскостей  $(311)_\gamma$  и  $(220)_\gamma$ .

Размер блоков мозаики и микронапряжения были определены методом аппроксимации [6] по линиям  $(110)$  и  $(211)$ .

Микроструктурный анализ исследованных сталей показал, что малые добавки титана, ниобия и циркония существенно изменяют структуру стали Р6М5. Стали с добавками модифицирующих элементов отличаются более мелким зерном в закаленном состоянии по сравнению со сталью Р6М5. Размер зерна соответствует примерно 10-му баллу.

Добавки циркония и ниобия способствуют раздроблению сетки первичных карбидов и более равномерному их распределению. Несмотря на более существенное измельчение зерна при введении в расплав титана, карбидная сетка в структуре стали сохраняется.

В табл. 1 имеются данные о содержании остаточного аустенита, параметрах тонкой структуры мартенсита. Из таблицы видно, что выбранные карбидообразующие элементы, не оказывая существенного влияния на размер зерна

Т а б л и ц а 1. Корреляция количества остаточного аустенита с параметрами тонкой структуры мартенсита

Модификатор	$\Delta a \cdot 10^{-3}$ а	$D \cdot 10^{-5}$ (мм)	Содержание остаточного аустенита	Размеры зерен, мкм	
				после литья	после закалки
Ti	3,3	1,2	18,2	7,9	13,0
Nb	5,1	1,3	6,5	9,0	16,0
Zr	6,4	–	3,4	7,9	15,1

аустенита, изменяют степень когерентного рассеяния мартенсита и уровень микронапряжений. Так, в стали, легированной 0,2 % циркония, уровень микронапряжений достигает максимального значения ( $6,4 \times 10^{-3}$ ); степень когерентного рассеяния минимальна ( $D < 10^{-6}$  мм). Именно в этой стали наблюдается наименьшее значение содержания аустенита после закалки (3,4 %).

В стали, легированной титаном, где уровень микронапряжений ниже ( $3,3 \cdot 10^{-3}$ ), а блоки когерентного рассеяния больше ( $\sim 1,2 \cdot 10^{-5}$  мм), остаточный аустенит повышается (18,2 %), хотя значительно ниже, чем в закаленной стали Р6М5 [7].

Таким образом, можно предполагать, что количество остаточного аустенита в стали, модифицированной цирконием, ниобием и титаном, тесно связано с уровнем микронапряжений в кристаллической решетке мартенсита и размером блоков мозаики.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Гуляев А.П. *Металловедение*. — М.: Металлургия, 1978. — 357 с.
2. Ляхтин Ю.М., Леонтьева В.П. *Металловедение*. — М.: Машиностроение, 1980. — 173 с.
3. Кремнев Л.С., Геллер Ю.А. Влияние малых количеств титана и азота в быстрорежущей стали. — *Металловедение и термическая обработка*, 1982, № 11, с. 9–10.
4. Керемер М.А. Фасонное литье из легированных сталей. — М.: Машиностроение. — 252 с.
5. Миллер Р.Л. Быстрый рентгенографический метод определения остаточного аустенита. — Клевельон. — США: А.С.М., 1964, № 57, с. 892–899.
6. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скоков Ю.А. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. — М.: Металлургия, 1970, с. 145–155.
7. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. — М.: Металлургия, 1975. — 196 с.

УДК 621.791.92:669.018.25

А.В. АЛЕШИН,  
В.С. ГОЛУБЕВ, канд. физ.-мат. наук,  
А.А. НОВИКОВ,  
В.Т. САХНОВИЧ (ФТИ АН БССР)

#### ПРИМЕНЕНИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ ДЛЯ ОПЛАВЛЕНИЯ СЛОЕВ, ПОЛУЧАЕМЫХ ГАЗОПЛАМЕННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ

Одним из путей упрочняющей и восстанавливающей технологии в последнее время является нанесение на рабочие поверхности деталей металлических порошковых материалов, обеспечивающих требуемые эксплуатационные свойства. Для оплавления покрытий из самофлюсующихся сплавов широко применяются газопламенные горелки, индукционный нагрев или обработка в термических печах. При всех этих способах происходит нагрев детали до  $T \sim 1100$  °С, что зачастую бывает нежелательным. С целью уменьшения нагрева в [1] для оплавления слоев предлагается использовать излучение непрерывного  $CO_2$  лазера.

В настоящей работе определялась возможность применения лазеров, работающих в импульсном режиме, для оплавления покрытий из различных металлических порошков, нанесенных на детали из ряда углеродистых сталей.