

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  $\text{CO}_2$  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.

Рабочие образцы проходили предварительную обработку (проточка, дробеструйка), после чего на них в нейтральном пламени горелки УПТР-1-78М наносился металлический порошок соответствующей марки. Для оплавления напыленного слоя использовался импульсный Nd-лазер ЛТУ-2М с максимальной энергией в импульсе 50 Дж. Изменение интенсивности излучения производилось как за счет изменения энергии импульса, так и за счет расфокусировки.

В результате исследований было обнаружено, что для порошков на основе Ni-Al оплавления слоя в исследованном диапазоне плотностей энергии  $10^2 - 10^3$  Дж/см<sup>2</sup> не происходит. С ростом интенсивности излучения наблюдается значительное испарение данного слоя.

Эксперименты, проведенные с самофлюсующимися сплавами типа ПГСР-4 показали, что эти сплавы хорошо оплавляются под действием лазерного излучения. На рис. 1 показана зависимость глубины проплавления  $h$  от плотности энергии лазерного излучения  $E$ . В исследуемом диапазоне плотностей энергии глубина оплавления возрастает в 2 раза. Что касается размеров пятна оплавления, то его диаметр изменялся от 2,5 до 3,5 мм. На этом рисунке приведена также зависимость микротвердости вблизи поверхности от плотности энергии излучения, с ростом которой значения микротвердости существенно уменьшаются.

При оплавлении напыленного на деталь из стали 20 слоя толщиной 0,7 мм были проведены измерения микротвердости по глубине оплавления. Обнаружено, что при  $E \sim 7 \cdot 10^2$  Дж/см<sup>2</sup> в оплавленном слое можно выделить три зоны: зона 1 расположена вблизи поверхности расплавления, ее размер  $\sim 500$  мкм и  $H_{\square} \sim 4000$  МПа; далее следует зона 2 с максимальной микротвердостью  $\sim 6000$  МПа и зона 3 размером  $\sim 200$  мкм, в которой микротвердость постепенно снижается до значений  $\sim 2500$  МПа. Полученные результаты объясняются следующим образом. В 1 зоне, по-видимому, происходит перегрев сплава выше  $T_{пл}$ , что влечет за собой выгорание ряда его компонентов. Такому перегреву способствует низкий коэффициент теплообмена напыленного слоя вследствие его пористой структуры. В более глубоких слоях (зона 2) перегрев происходит не столь значительно, вследствие чего здесь наблюдаются максимальные значения микротвердости. Снижение твердости при приближении к границе расплава (зона 3), по всей вероятности, происходит вследствие перемешивания порошка с материалом основы.

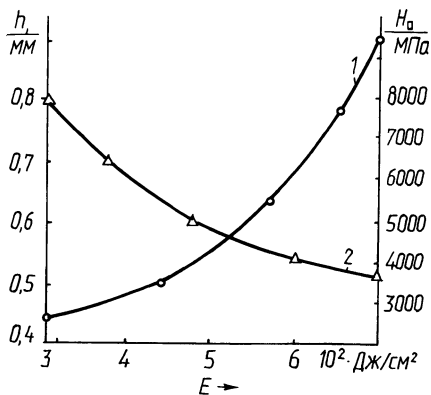


Рис. 1. Зависимости глубины проплавления (1) и микротвердости (2) от плотности энергии лазерного излучения

ДюрOMETрический анализ зоны термического влияния показал, что для ряда сталей наблюдается подзакалка детали. Так, если для стали 20 возрастание микротвердости наблюдалось всего лишь в слое глубиной  $\sim 50$  мкм, то для стали 45 глубина закаленного слоя могла достигать 200–250 мкм. Следует отметить, что в этом случае в ЗТВ вблизи границы расплава можно было выделить более темный подслой толщиной  $\sim 30$ –70 мкм, за которым следует основной. В основном слое значения микротвердости изменялись в пределах 2500–6000 МПа. Такой разброс значений связан с тем, что при скоростях нагрева более 100 тыс. К/с прекращается движение зеренных и межфазных границ даже при температурах, близких к температуре плавления, прекращается также диффузионный взаимообмен фаз [2]. Превращение перлит-аустенит идет в рамках исходных границ перлитных колоний, и структура закалки представляет собой мартенситные островки на месте бывшего перлита со средним содержанием углерода, соответствующим эвтектоидному составу в общей массе структурно-свободного феррита.

Подслоем вблизи границы расплавления представляет диффузионную зону, состоящую, по-видимому, из высоколегированных феррита и аустенитно-мартенситных структур. Известно [3], что при легировании феррита такими элементами, как Ni, Cr, составляющими основу порошков марки ПГСР, происходит возрастание его твердости. В свою очередь при насыщении стали этими элементами растет количество остаточного аустенита. Все это и приводит к тому, что распределение микротвердости в пределах данной зоны характеризуется лучшей однородностью (4600–5700 МПа).

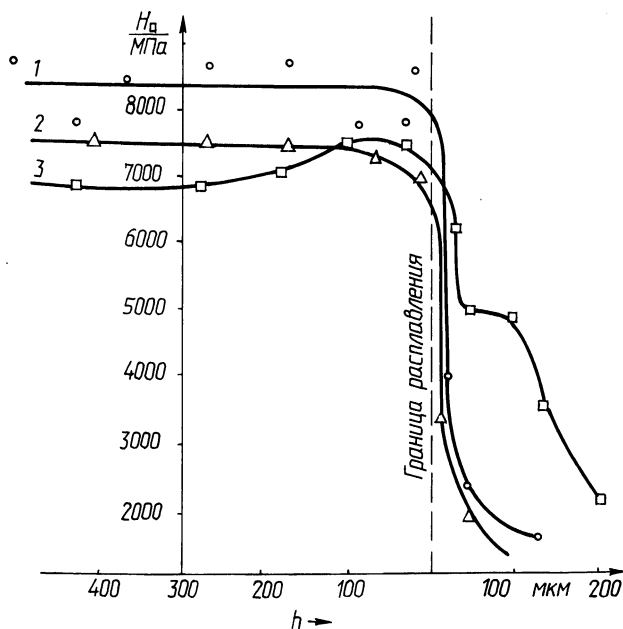


Рис. 2. Зависимости микротвердости по глубине при оплавлении:

1 - лазер (сталь 20); 2 - горелка (сталь 45); 3 - горелка + лазер (сталь 45)

Варьируя параметрами лазерного излучения для покрытий с толщиной  $\sim 0,5$  мм, были подобраны оптимальные режимы оплавления, при которых наблюдалась хорошая адгезия оплавленного слоя с микротвердостью на 500–1000 МПа, превышающей твердость при стандартных методах оплавления. На рис. 2 представлены зависимости микротвердости по глубине оплавления в сравнении с оплавлением ацетилен-кислородной горелкой. Здесь же приведены результаты по дополнительному лазерному оплавлению слоя, предварительно оплавленному горелкой.

Таким образом, импульсный лазер может быть применен для локального оплавления ряда напыленных порошковых материалов. Проводя многократно процесс напыления и последующего оплавления небольших по толщине слоев, можно создать слои требуемых размеров, а также получать многослойные и композиционные покрытия.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. I g o n s G.C. Laser fusing of flame sprayed coatings.— Weld. Journ., 1978, v. 57, N 12, p. 29–32.
2. А с т а п ч и к С.А. Фазовые и структурные превращения в сталях и сплавах при лазерном нагреве. — Весті АН БССР. Сер. фіз.-тэхн. навук, 1982, № 4, с. 30–37.
3. М е с ь к и н В.С. Основы легирования стали. — М.: Металлургия, 1964. — 684 с.

УДК 669.017.11

И.Ю. КУПРИЯНОВА,  
П.А. ПАРХУТИК, канд-ты техн.наук,  
Ч.С. МАРЕК (ФТИ АН БССР)

### ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ НАГРЕВОВ ГРАНУЛ ВТОРИЧНЫХ СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ КОМПАКТНЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ

Эффективность применения гранульной технологии для производства полуфабрикатов определяется двумя условиями:

- 1) возможностью получения при быстрой кристаллизации в сплаве особых структурных состояний (например, аномально пересыщенного твердого раствора, метастабильных фаз и т.д.);
- 2) степенью сохранения этих особенностей при переработке гранул в компактные полуфабрикаты.

Процессы компактирования гранул связаны с предварительными технологическими нагревами (сушка, брикетирование, прессование и др.), в результате которых происходят значительные изменения в структуре и свойствах полуфабрикатов по сравнению с исходной структурой гранул. В связи с этим необходимо оптимизировать температуру и время нагревов для сохранения "наследственности" литой структуры в готовых изделиях [1].

В настоящей работе исследовались изменения структуры и свойств гранул алюминиевых сплавов АК4М4, АК5М2 под влиянием различных режимов нагрева. Гранулы отливались при температуре расплава 850 °С центробежным способом в воду. Скорость охлаждения гранул различных фракций ( $\varnothing 1-5$  мм) составляла  $10^3-10^4$  К/с.