

Малинов Л. С.

Приазовский государственный технический университет, Мариуполь

ПОЛУЧЕНИЕ РЕГУЛЯРНОЙ МАКРОНЕОДНОРОДНОЙ СТРУКТУРЫ СПОСОБАМИ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИСТОЧНИКОВ КОНЦЕНТРИРОВАННОЙ ЭНЕРГИИ

Обобщены результаты исследований по созданию в сплавах различных структурных классов регулярной макронеоднородной структуры в перспективном направлении. Это достигается применением дифференцированных обработок, создающих градиенты структурно-фазового состояния, чему соответствует чередование в заданной последовательности участков с различной структурой, механическими и физическими свойствами.

Ключевые слова: дифференцированные обработки, макронеоднородная структура, сталь, аустенит, мартенсит, источники концентрированной энергии, микротвердость

Материалы с регулярной макронеоднородной структурой, часто называемые армированными, обладают высокой конструкционной прочностью, в связи с чем находят широкое применение в технике. В известных способах получение таких материалов предусматривает «металлургическую» сборку различных компонентов [1]. В отличие от этого в разработанных способах [2-6] регулярная макронеоднородная структура создается в моно материале получением в нем разнородных структур. Участки с неодинаковыми структурами (феррит, перлит, сорбит, троостит, бейнит, мартенсит, аустенит, карбиды, карбонитриды, интерметаллиды и другие), присущими данному материалу, могут быть получены в нем различными обработками. Между макроучастками с различными структурами существует постепенный переход от одной структурой к другой, что обеспечивает хорошую совместимость между ними. В результате соответствующих обработок может быть получено сочетание структур с различными свойствами, например, мартенсит – аустенит; мартенсит – сорбит отпуска; упрочненный – неупрочненный феррит или аустенит и т. д. Для получения регулярной макронеоднородной структуры используют различные дифференцированные обработки, представляющие собой сочетание общей и локальной (местной) обработок. В ряде случаев исходное горячекатаное или литое состояние можно рассматривать как результат общей обработки, обеспечивающей требуемые свойства исходному материалу. В дифференцированных обработках используются различные способы теплового (и других полей), а также деформационного воздействия на материал, при этом реализуются термическая, химико-термическая, деформационная обработки, а также их сочетания. Задачи общего и локального

воздействия различны, если в результате первого получают структуру с высокой твердостью и прочностью, то при втором – структуру с повышенной пластичностью и ударной вязкостью, и наоборот. В результате создается регулярная дифференцированная макроструктура. Для ее получения могут быть использованы источники концентрированной энергии, магнитные, электрические, акустические поля и др. При необходимости достичь во всем объеме материала высокой твердости и прочности следует предварительно проводить обработки для получения соответствующих структур (мартенсита, наклепанного феррита или аустенита, карбидов, боридов и других), обеспечивающих заданные свойства. Задачей локальной (местной) обработки в этом случае является получение мягких пластичных структур (неупрочненных феррита или аустенита, сорбита отпуска, низкоуглеродистого мартенсита). Может решаться и противоположная задача получения во всем объеме сплава низ-кой и высокой твердостей в заданных участках (рис. 1). Регулярная макронеоднородная структура может создаваться как на поверхности, так и в объеме сплавов. Она может быть линейчатой, точечной, сетчатой, слоистой (рис. 2). Широкие возможности в реализации рассматриваемого принципа открывают способы армирования сплавов за счет сочетания общей обработки всего объема материала и локальных его участков с использованием источников концентрированной энергии, в частности, лазерного и электронного лучей. Может также решаться задача получения при общей и локальной обработках структур с противоположными или неодинаковыми физическими свойствами.

Объектом исследования служили стали различных структурных классов, в том числе мар-

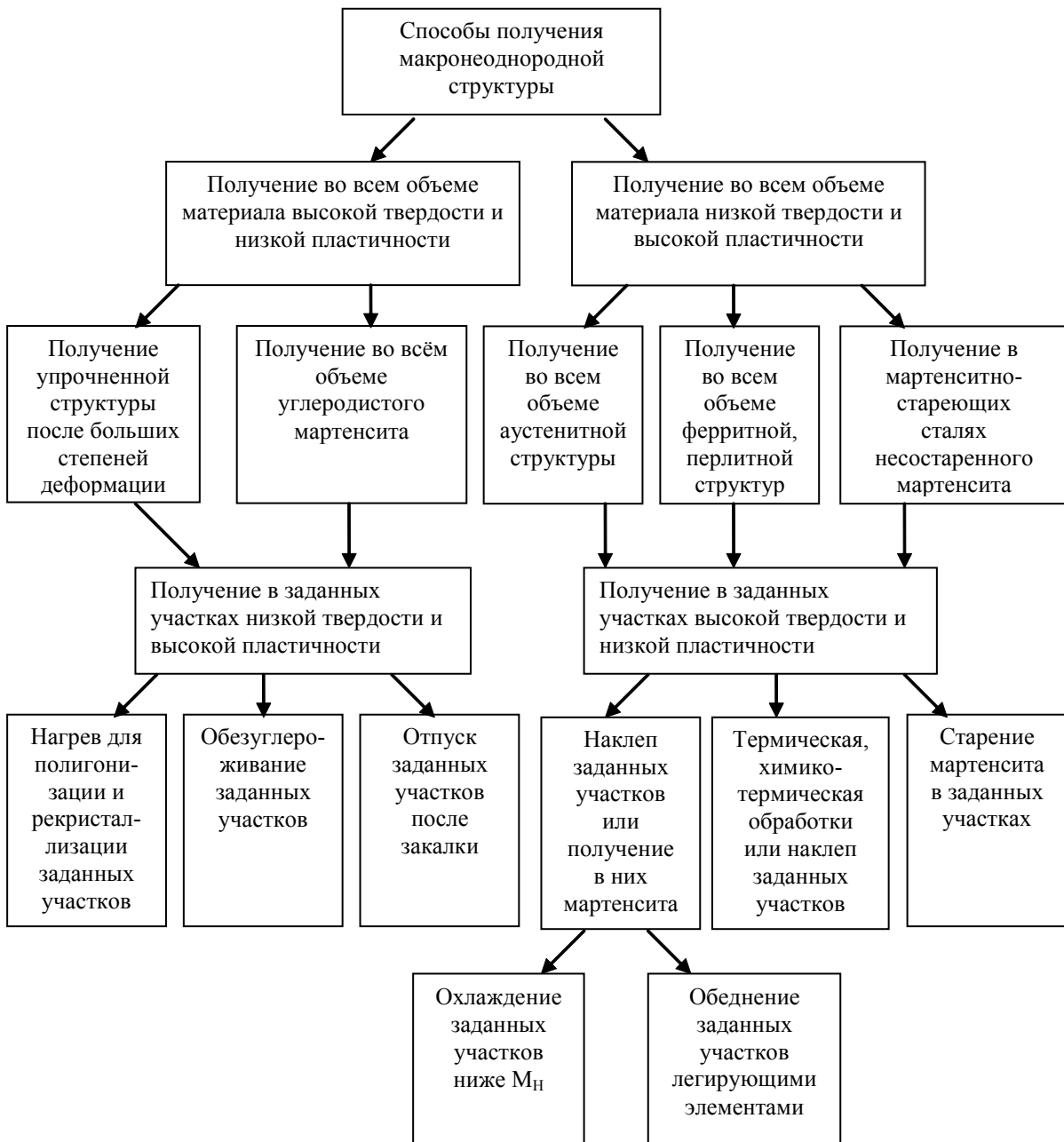


Рис. 1. Различные способы получения дифференцированной структуры

тенситного, аустенитного и переходного. Лазерную обработку проводили на установке ЛГН-702, представляющей собой лазер непрерывного действия с выходной мощностью 800 Вт. Электронно-лучевая обработка (ЭЛО) осуществлялась на установке У 250 А с электронной пушкой У 530 М. Ускоряющее напряжение составляло 30 кВ. Плотность поглощенной мощности изменялась от $1,0 \cdot 10^4$ до $6,8 \cdot 10^4$ Вт/см².

Рассмотрим получение дифференцированной структуры сочетанием общей термообработки, обеспечивающей получение преимущественно мартенситной структуры во всем объеме сплава, и локальной, вызывающей разупрочнение. Объемная термообработка может осуществляться либо обычной закалкой, если M_n выше комнатной температуры, либо закалкой с последующей обработкой холодом, если M_n ниже нее.

Локальная термообработка предусматривает нагрев, приводящий к отпуску мартенсита или его переходу в аустенит. Цели общей и локальной обработок могут быть и противоположными. В результате общей термообработки получают пластичную структуру, а прочную и твердую – после локальной закалки. Примером является получение в результате общей термической обработки сорбита отпуска, а мартенситной – после локальной закалки. Образцы из стали 45 толщиной 2 мм после закалки и низкого отпуска имеют повышенные прочностные свойства ($\sigma_{0,2} = 1250$ МПа, $\sigma_B = 1400$ МПа), но низкую пластичность ($\delta = 4$ %). Высокий отпуск закаленной стали при 650 °С приводит к существенному снижению прочностных свойств ($\sigma_{0,2} = 525$ МПа, $\sigma_B = 750$ МПа), но повышению пластичности ($\delta = 17$ %). Дифференцирован-

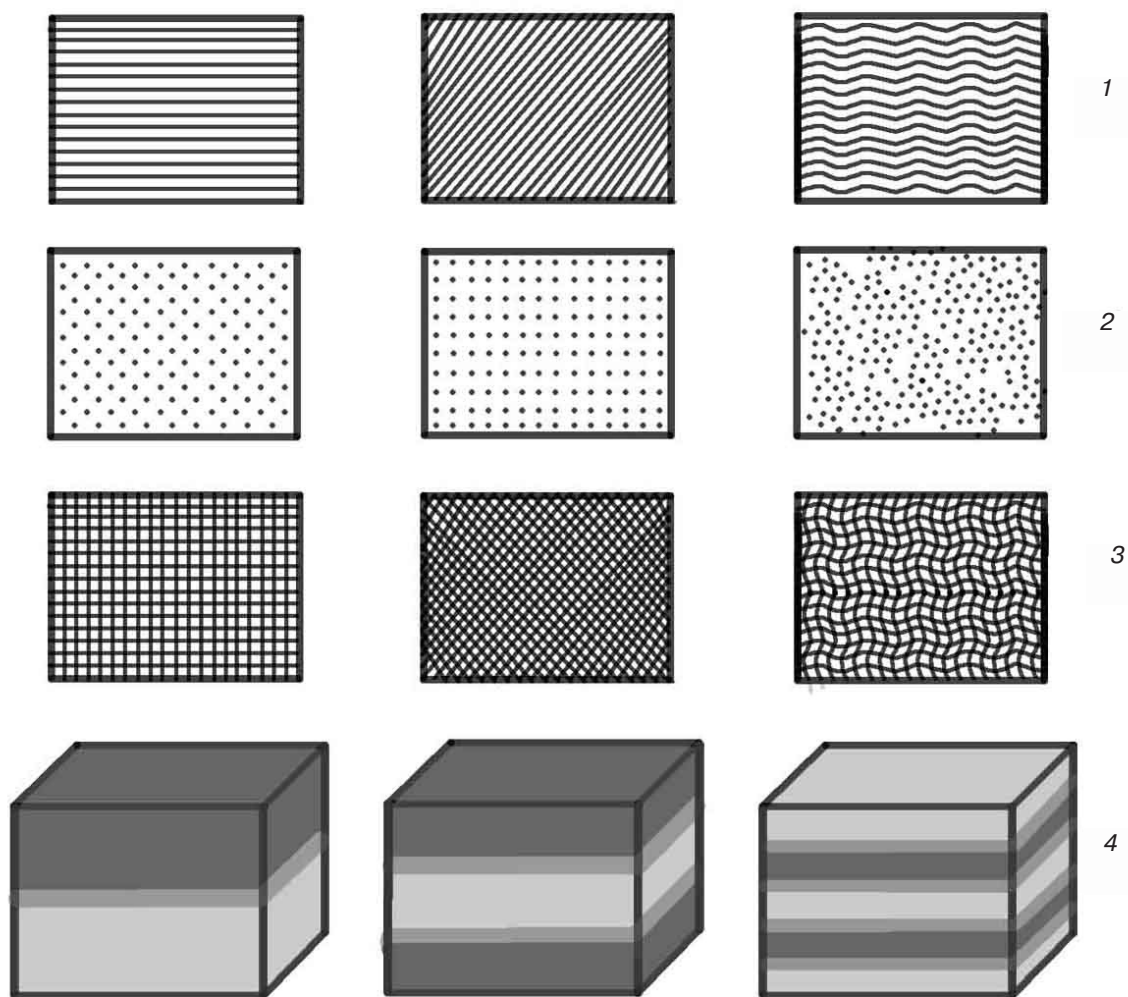


Рис. 2. Виды дифференцированной структуры: 1 – линейчатая; 2 – точечная; 3 – сетчатая; 4 – слоистая

ная обработка с использованием локального нагрева, в результате которой структура отпускаемого мартенсита чередуется с сорбитом отпуска, обеспечила получение промежуточных значений прочности и пластичности ($\sigma_{0,2} = 1050$ МПа, $\sigma_B = 1200$ МПа, $\delta = 10$ %). Высокий уровень прочностных и пластических свойств получен в аустенитной стали 60Н20 ($M_n = -50$ °С) после дифференцированной обработки, включающей общую деформацию при отрицательных температурах, и локальный нагрев – до завершения $\alpha'' \rightarrow \gamma$ превращения. Чередование полос шириной 1,5 мм с мартенситной и аустенитной структурами позволяет получить в продольном направлении следующие свойства: $\sigma_{0,2} = 1380$ МПа, $\sigma_B = 1800$ МПа, $\delta = 19$ %. Это выше, чем в образцах с равномерным распределением мартенсита такого же количества, полученного термической обработкой ($\sigma_{0,2} = 1230$ МПа, $\sigma_B = 1710$ МПа, $\delta = 6$ %). Можно полагать, что повышенная пластичность образцов с регулярной макронеоднородной структурой обусловлена не только наличием пластичных прослоек аустенита, но и протеканием мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha''$ превращения при нагруже-

нии. Показана возможность получения на поверхности мартенситно-старееющих сталей дифференцированной структуры, состоящей из прочных и пластичных участков состаренного и несостаренного мартенсита. Объектом исследования были стали марок 03Н24ТЮ, 03Н20МЗТЮ, 06Х16Н4МД. При оптимальных режимах локального лазерного нагрева после предварительной объемной закалки от 860 °С микротвердость в них достигает соответственно $H_{0,0,980} - 5900, 6400$ и 5100 МПа. Это выше, чем после объемного старения ($H_{0,0,980} - 5200, 5500$ и 4000 МПа). В том случае, когда общая обработка мартенситно-старееющих сталей включала закалку и старение на максимальную твердость, лазерная – приводила к существенному снижению микротвердости либо из-за перестаривания, либо за счет получения несостаренного мартенсита. В мартенситно-старееющей стали 03Н24ТЮ многослойная структура, представляющая чередование слоев состаренного и несостаренного мартенсита, получена последовательным проведением закалки и старения. После закалки во всем объеме создавалась структура низкоуглеродистого мартенсита невысокой твердости. Затем осуществлялся

градиентный нагрев поверхности, который источником концентрированной энергии обеспечивает старение мартенсита на заданную глубину. При этом твердость поверхности возросла более чем в 2 раза. После этого вновь проводили закалку, но на глубину, меньшую чем зона состаренного мартенсита.

Исследование возможности получения макро-неоднородной структуры за счет сочетания общей и локальной обработок было проведено на группе марганцевых сталей различных структурных классов: 05Г8, 05Г10, 05Г14, 05Г15, 05Г22, 05Г29, 30Х10Г10, 40Х14АГ12Ф2, 110Г13, 120Г6Ф2. Рассмотрим вначале влияние первой. Несомненный интерес представляют данные, полученные на низкоуглеродистых марганцовистых мартенситных сталях 05Г8 и 05Г10. Обычно в средне- и высокоуглеродистых сталях мартенситного класса после лазерной обработки микротвердость повышается. В отличие от этого в исследованных сталях лазерная обработка при сравнительно небольших скоростях перемещения образцов относительно лазерного луча (100-200 мм/мин) приводит к существенному снижению микротвердости по сравнению с ее значениями после обычной закалки. При 10 % Mn она снижается от $H_{0,980} = 3800$ до 3450 МПа (рис. 3, а). Это обусловлено образованием остаточного аустенита и уменьшением количества мартенсита, о чем свидетельствуют данные рентгеновского анализа (рис. 4, а). Наибольший прирост микротвердости после лазерной обработки наблюдается в сталях с 14-15 % Mn, имеющих трехфазную структуру ($\alpha' + \epsilon + \gamma$) и низкую стабильность аустенита. Под влиянием напряжений, вызванных большими скоростями нагрева и охлаждения, в этих сталях происходит превращение аустенита в мартенсит, что было впервые установлено в работе [7]. В сталях 03Г14 и 03Г15 увеличение количества мартенсита под влиянием лазерной обработки составляет 25 и 18 % соответственно. По мере повышения содержания марганца и увеличения стабильности аустенита микротвердость снижается (рис. 3, а). Однако в сталях, содержащих 16-25 % Mn с двухфазной ($\epsilon + \gamma$) структурой после лазерного воздействия еще обнаруживается образование α -мартенсита при некотором уменьшении количества ϵ -фазы, что видно на дифрактограмме стали 03Г22 (рис. 4, б). При содержании марганца в стали 29 % мартенситные фазы отсутствуют, а увеличение микротвердости при лазерном воздействии обусловлено наклепом аустенита. Метастабильные аустенитные стали 30Х10Г10, 40Х14АГ12Ф2 120Г6Ф2 после общей закалки от 900 °С и локального лазерного воздействия по оптимальному режиму имели микротвердость $H_{0,980} - 6140, 6700,$ и 7200 МПа соответственно. Это обусловлено не только наклепом аустенита, но и образованием мартенсита, что подтверждается данными рентгеновского анализа. Даже в стали 110Г13 с повышенной стабильностью аустенита лазерное воздействие вызывает образование неболь-

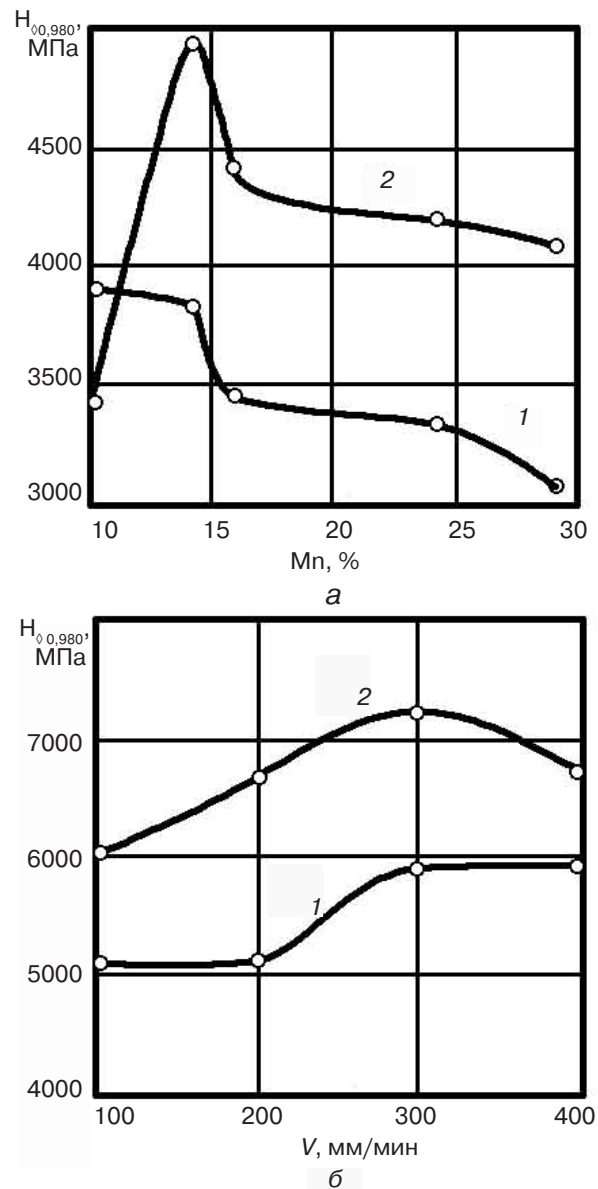


Рис. 3. Зависимость микротвердости $H_{0,980}$, МПа от содержания марганца (Mn %) в исследованных сталях после обычной (1) и лазерной (2) закалок (а) и в сталях 110Г13 (1), 120Г6Ф2 (2) от скорости перемещения (V , мм/мин) образцов относительно лазерного луча (б)

шого количества мартенсита. Дифрактограммы, приведенные на рис. 4, в, г, иллюстрируют различие в количестве образовавшегося мартенсита после лазерной обработки в сталях 110Г13 и 120Г6Ф2. Большая стабильность аустенита в первой стали, чем во второй, обуславливает и более низкий уровень ее упрочнения под воздействием лазера в исследованном диапазоне скоростей перемещения образцов относительно лазерного луча (рис. 3, б). Способность аустенита к мартенситному превращению при лазерной закалке зависит от предварительной общей термической обработки. В стали 120Г6Ф2 предварительная закалка от 900 °С позволяет после лазерной обработки получить микротвердость $H_{0,980} = 7200$ МПа. Это существенно выше, чем после закалки от 1100 °С ($H_{0,980} = 5600$ МПа), когда из-за более полного растворения карбидов устойчивость аусте-

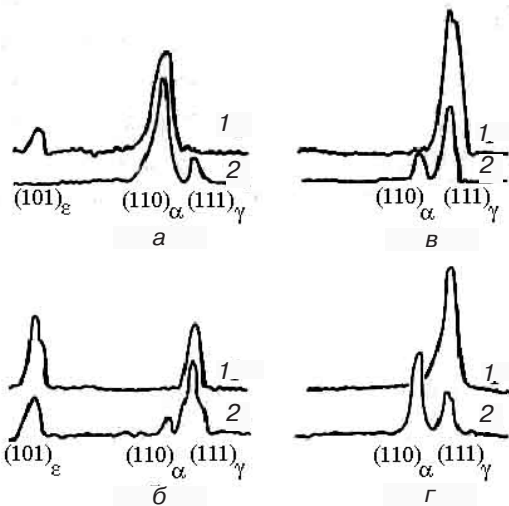


Рис. 4. Дифрактограммы исследованных сталей до (1) и после (2) лазерной обработки: 03Г10 (а); 03Г22 (б); 110Г13 (в); 100Г6Ф2 (г)

нита к мартенситному превращению выше, чем в предыдущем случае. Уменьшению стабильности аустенита и увеличению микротвердости после лазерной обработки способствует также предварительное старение. В стали 120Г6Ф2 после старения при 650 °С 1 ч лазерная обработка позволяет получить наиболее высокие значения микротвердости ($H_{0,980} = 8400-9000$ МПа). В результате можно получить мартенситные участки высокой твердости, чередующиеся с аустенитными низкой твердостью. ЭЛО марганецсодержащих сталей без расплавления приводит к аналогичным результатам. В стали 03Г10, имеющей мартенситную структуру, ЭЛО вызывает образование аустенита, что снижает микротвердость (рис. 5). Особенно это проявляется при увеличении силы тока луча до 10 мА. В сталях 05Г14, 05Г22 со структурой метастабильного аустенита в результате превра-

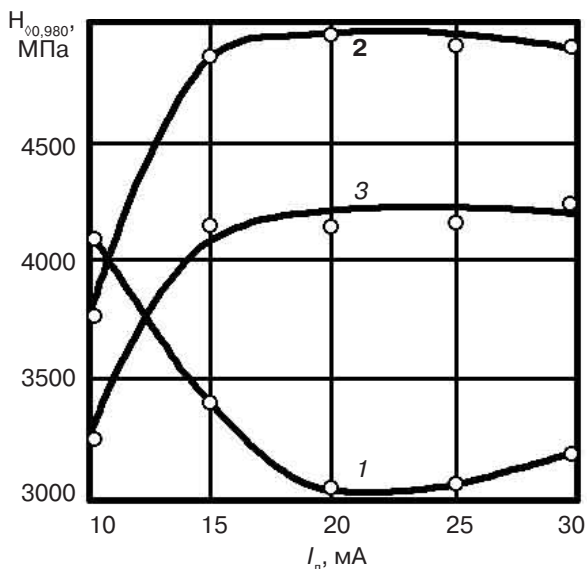


Рис. 5. Зависимость микротвердости $H_{0,980}$, МПа сталей 03Г10 (1), 03Г14 (2), 03Г22 (3) от силы тока луча I_n , мА при электронно-лучевой обработке

щения его в мартенсит при тех же условиях обработки происходит увеличение микротвердости (рис. 5). Аналогичный результат наблюдается и в метастабильных аустенитных сталях 30Х10Г10 и 120Г6Ф2. Режимы электронно-лучевой обработки так же, как и лазерной, можно управлять способностью аустенита к образованию мартенсита и, соответственно, упрочнению. Новые широкие возможности в реализации ранее предложенного принципа открывают способы армирования сталей за счет сочетания термообработки всего объема металла и расплавления заданных его участков с использованием источников концентрированной энергии. В сталях 09Г2ФБ, 13ГС и 35ХМЛ, прошедших нормализацию, была проведена лазерная и электронно-лучевая обработки заданных участков с их расплавлением [8]. После охлаждения в них был получен мартенсит. Образование его обусловлено высокой скоростью охлаждения за счет интенсивного теплоотвода холодным металлом. В зависимости от вида источника концентрированной энергии и режимов обработки глубина упрочненных участков может изменяться от 0,5 до 4,0 мм. Заключительной обработкой является общий низкий отпуск для снятия внутренних напряжений. Для еще большего повышения твердости и износостойкости армированных участков целесообразно легировать расплавляемый источниками концентрированной энергии металл элементами, которые увеличивают твердость мартенсита и образуют упрочняющие фазы (карбиды, нитриды, бориды и др.). В стали 40Х после предварительной цементации всей поверхности при 930 °С в течение 4-х ч последующей электронно-лучевой обработки с расплавлением заданных участков и общего низкого отпуска получена микротвердость $H_{0,980} = 8000-12000$ МПа. Эти значения существенно выше, чем после аналогичной обработки без цементации ($H_{0,980} \sim 5000-5500$ МПа). Наиболее высокие значения микротвердости ($H_{0,980} = 13000-15000$ МПа) получены в случае борирования заданных участков при предварительном нанесении на них пасты, которая содержит карбид бора, и последующем их расплавлении источником концентрированной энергии. Глубина участков при использовании лазерного луча составляла 0,6-1,0 мм, а электронного – 2-4 (в зависимости от режимов обработки). В мартенситной матрице обнаружены бориды FeВ и FeВ₂ и небольшое (< 10 %) количество остаточного аустенита. Несомненный интерес представляет армирование аустенитных сталей 30Х10Г10 и 110Г13Л путем переплава заданных участков электронным лучом на глубину до 4 мм, что приводит к образованию в структуре мартенсита и повышению микротвердости до $H_{0,980} = 5500-6000$ МПа. Это обусловлено уменьшением содержания марганца и углерода, поскольку переплав проводится в вакууме. Эффективно для этой цели использовать присадочный материал в виде проволоки, ленты, порошка из низкоуглеродистых нелегированных или низколе-

гированных сталей [9]. В настоящее время появляется все больше публикаций, подтверждающих целесообразность получения регулярной макронеоднородной структуры с использованием источников концентрированной энергии для повышения долговечности различных деталей и инструментов [10].

Выводы

• Показана перспективность получения регулярной макронеоднородной структуры дифференцированными обработками, сочетающими общее и локальное воздействие на материал с использованием для последнего источников концентрированной энергии. Это позволяет в одном материале получать различные по химическому составу, структуре и свойствам участки, расположенные в заданной последовательности.

• В низкоуглеродистых марганцевых сталях с преимущественно мартенситной структурой лазерная и электроннолучевая обработки при определенных режимах увеличивают количество остаточного аустенита, а в метастабильных аустенитных сталях, напротив, уменьшают его долю, вызывая превращение в мартенсит.

• Сочетание объемной и локальной обработок позволяет получить в материале высокие механические свойства а также различные физические характеристики (ферромагнитность и парамагнитность, неодинаковые коэффициенты линейного расширения), что открывает новые широкие возможности для получения эффективных материалов с регулярной макронеоднородной.



ЛИТЕРАТУРА

1. Фруль В. А., Фруль С. В. Обзор способов получения функциональных градиентных материалов // *Металлургическая и горнорудная пром-сть.* – 2006. – № 6. – С. 29-31.
2. А. с. 473752 СССР, МКИ С 21 Д 7 / 14. Способ обработки стали / Л. С. Малинов, Б. К. Соколов, К. Н. Соколов – Оpubл. 14. 06. 75, Бюл. № 22.
3. А. с. 621752 СССР, МКИ С 21 Д 7 / 14. Способ обработки аустенитных сталей / Л. С. Малинов, Б. К. Соколов, Л. В. Смирнов – Оpubл. 30. 08. 78., Бюл. № 32.
4. А. с. 630298 СССР, МКИ С 21 Д 7 / 14. Способ обработки стали / Л. С. Малинов, Б. К. Соколов, Л. В. Смирнов и др. – Оpubл. 30. 10. 78., Бюл. № 40.
5. Малинов Л. С., Соколов Б. К., Коноп-Ляшко В. И. Получение высоких прочностных и пластических свойств двухфазной стали дифференцированной обработкой // *Митом.* – 1980. – № 3. – С. 32-35.
6. Малинов Л. С., Харланова Е. Я., Данно С. В. Лазерная обработка железомарганцевых сталей // *ФиХОМ.* – 1987. – № 2. – С. 47-49.
7. Малинов Л. С., Харланова Е. Я., Малинова Е. Л. Влияние лазерной обработки на структуру и свойства стали Г7АФ с различным содержанием углерода // Там же. – 1990. – № 6. – С. 115-118.
8. Малинов Л. С., Харланова Е. Я., Зареченский А. В. Армирование поверхности сталей за счет применения дифференцированной обработки // *Изв. вузов. Чер. металлургия.* – 1992. – № 4. – С. 37-39.
9. Малинов Л. С. Армирование сталей за счет сочетания общей термообработки и расплавления участков металла // *Процессы литья.* – 1997. – № 4. – С. 54-57.
10. Малинов Л. С. Применение дифференцированных обработок для создания в сталях и чугунах регулярных макроскопических градиентов структурно-фазового состояния – перспективное направление в повышении свойств // *Металл и литье Украины.* – 2004 – № 11. – С. 14-19.

МАЛИНОВ Л. С. Отримання регулярної макронеоднорідної структури способами диференційованої обробки з використанням джерел концентрованої енергії

Узагальнені результати досліджень по створенню в сплавах різних структурних класів регулярної макронеоднорідної структури. Це досягається використанням диференційованих обробок, що створюють градієнти структурно-фазового стану, чому відповідає чергування в заданій послідовності ділянок з різною структурою, механічними і фізичними властивостями.

MALINOV L. Reception regular macroheterogeneous structure by methods differentiate treatments with use of sources of the concentrated energy

The results of researches in offered on creation in steels and irons various structural classes regular macroheterogeneous structure are generalized. It is achieved by application of the differentiated treatments, creating the gradients of the structural-phase state, what alternation in the set sequence of areas corresponds with a various structure, mechanical and physical properties.