РОЛЬ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ в формировании структуры поверхностного слоя при комбинированной обработке

X. М. РАХИМЯНОВ, доктор техн. наук, профессор, Ю.В. НИКИТИН, канд. техн. наук, доцент (НГТУ, г. Новосибирск)

Статья поступила 25 января 2012 года

Рахимянов Х.М. – 630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет, e-mail: <u>kharis51@mail.ru</u>

Представлены результаты исследования структуры и свойств поверхностного слоя при комбинированной поверхностной обработке на основе высокоэнергетических концентрированных источников деформационного и теплового воздействия. Выполнен анализ механизмов влияния ультразвукового пластического деформирования на формирование структуры поверхностного слоя при комбинированной обработке.

Ключевые слова: поверхностный слой, комбинированная обработка, ультразвуковое пластическое деформирование.

Введение

Упрочнение деталей машин и инструментов путем формирования на их исполнительных поверхностях слоев с измененными свойствами является одним из направлений развития технологий в современном производстве. При этом наиболее эффективно воздействовать на структуру и свойства поверхностных слоев деталей из металлических конструкционных материалов позволяют комбинированные методы термодеформационной обработки, базирующиеся на использовании источников концентрированных потоков энергии, являющиеся одной из разновидностей физико-технической обработки. Одним из таких методов повышения эксплуатационных свойств деталей служит комбинированная отделочно-упрочняющая обработка на основе ультразвукового поверхностного пластического деформирования закрепленным инструментом (схема УЗО) и скоростного поверхностного плазменного нагрева. Сочетание деформационного ультразвукового воздействия с термическим плазменным может выполняться по базовым схемам комбинирования - термоупрочнение с одновременной деформацией в нагретом состоянии, термоупрочнение с предшествующей или последующей холодной деформацией и их вариантам [1]. В данной статье рассматривается вариант реализации комбинированной обработки с пластической деформацией, предшествующей скоростному поверхностному нагреву потоком низкотемпературной плазмы.

Формирование поверхностного слоя

Исследования изменений в поверхностном слое при комбинированной обработке проводились с помощью методов металлографического анализа (оптическая микроскопия). Механические свойства поверхностного слоя оценивались по микротвердости. Обработке подвергали образцы размером 25x25x100 мм из серого чугуна марки СЧ 21, содержащего 3,3 % C; 2,3% Si; 0,46 % Mn; 0,092 % Cr; 0,12 % Ni.

Ультразвуковое деформирование выполняли инструментом со сферической рабочей частью с радиусом кривизны 4 мм, выполненной из синтетического алмаза, при амплитуде колебаний 15 мкм и частоте колебаний 20 кГц.

Для плазменного нагрева применяли плазмотрон с вольфрамовым электродом и фиксацией

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

длины дуги межэлектродными вставками. Использовалась комбинированная схема подключения — деталь включена в цепь плазмотрона. Плазмообразующий газ – аргон.

Режимы ультразвукового деформирования и плазменного нагрева устанавливались исходя из условий получения максимального эффекта от каждого из воздействий – максимальной толщины упрочненного слоя и отсутствия оплавления поверхности.

Для выявления особенностей строения и свойств поверхностного слоя после комбинированной обработки полученные результаты сравнивались с данными, установленными при исследовании образцов после плазменного упрочнения на режимах, использованных при комбинированном упрочнении.

Исходная структура серого перлитного чугуна марки СЧ21 состоит из металлической матрицы, содержащей до 95 % перлита, и включений пластинчатого графита. Микротвердость необработанного серого чугуна лежит в пределах 1850...2100 МПа.

Ультразвуковое пластическое деформирование создает поверхностный слой толщиной до 0,3 мм с повышенной до 3560 МПа микротвердостью (кривая *I*, рис. 1).



Рис. 1. Распределение микротвердости по глубине поверхностного слоя:



Анализ структуры деформированного слоя показал, что такое повышение микротвердости обусловлено, прежде всего, деформацией матрицы. Ультразвуковое нагружение приводит к повышению дисперсности структурных составляющих матрицы – дроблению и деформации цементитных пластин в перлите (рис. 2). В то же время заметного дробления включений графита после ультразвукового деформирования при данном увеличении не выявлено.



Рис. 2. Структура поверхностного слоя после ультразвукового деформирования ($P_{\rm cr} = 250$ H,

V = 50 м/мин, S = 0,08 мм/об)

Шероховатость поверхности в результате УЗО была снижена от Ra = 2,5 до Ra = 0,66 мкм. При этом на поверхности был сформирован полностью новый регулярный микрорельеф.

Высокоскоростной поверхностный нагрев энергией низкотемпературной плазмы без оплавления поверхности позволил получить поверхностный слой толщиной 0,6 мм с микротвердостью до 7500 МПа (кривая 2 на рис. 1).

Сравнение формы и размеров включений графита до и после обработки не выявило существенных изменений. По-видимому, этот факт можно объяснить узким температурновременным интервалом аустенитного превращения в сером чугуне, условия которого недостаточны для растворения крупных включений графита.

Анализ структуры поверхностного слоя после травления 4 %-м спиртовым раствором азотной кислоты (рис. 3) показал, что в нем можно выделить несколько зон. Во всех зонах присутствуют включения графита. Металлическая матрица в зоне I (40 мкм) образована структурами ледебурита. В зоне II (около 80 мкм) матрица имеет структуру мелкоигольчатого мартенсита. Зона III представляет собой переходный слой (60...80 мкм), состоящий из мелкоигольчатого и бесструктурного мартенсита. Зона IV имеет

CM



Рис. 3. Структура упрочненного слоя после плазменной закалки ($q = 3300 \text{ Bt/cm}^2$, $k = 10 \text{ cm}^{-2}$, V = 0.6 м/мин)

наибольшую протяженность (300 мкм) и мелкодисперсную структуру, которую по уровню твердости можно классифицировать как бесструктурный мартенсит. Зона V (100 мкм) образуется сорбитообразным слоем, твердость которого постепенно снижается, и на расстоянии 600 мкм от поверхности достигает значений, характерных для исходной структуры.

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

После комбинированной обработки твердость поверхности увеличилась до 9300 МПа, а толщина поверхностного слоя - до 730 мкм (кривая 3, рис. 1). При этом в структуре поверхностного слоя также можно выделить пять структурных зон. Сравнение структур поверхностного слоя, представленных на рис. 3 и 4, показало, что наибольшие отличия наблюдаются в зоне I, которая после комбинированной обработки также состоит из структур ледебурита, но имеет большие размеры (до 80 мкм) и не содержит включений графита (рис. 4). Зоны II-IV после комбинированного воздействия по структуре аналогичны соответствующим зонам после плазменной обработки, но имеют увеличенные (в среднем на 10 %) размеры и повышенные значения микротвердости по сравнению с результатами плазменного упрочнения (рис. 1).



Рис. 4. Структура упрочненного слоя после комбинированной обработки ($P_{\rm cr} = 250$ H; S = 0,08 мм/об; q = 3300 BT/cm², k = 10 cm⁻², V = 0,6 м/мин)

Измерение шероховатости поверхности после комбинированной обработки показало сохранение ее на уровне, созданном ультразвуковым пластическим деформированием (Ra = 0,66 мкм) перед плазменным нагревом, что свидетельствует об отсутствии оплавления поверхности в процессе упрочнения.

Анализ и обсуждение результатов

При рассматриваемой схеме комбинированного воздействия ультразвуковому деформированию подвергался материал в холодном состоянии, имеющий исходную структуру

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

CM

серого чугуна (перлитная матрица и включения пластинчатого графита). Используя данные работы [2], изменения в перлитной матрице серого чугуна при ультразвуковом деформировании можно рассматривать с точки зрения общего механизма поведения перлитных структур при холодной пластической деформации [3], в соответствии с которым холодная пластическая деформация металлов и сплавов сопровождается возникновением полей макроскопических упругих напряжений (1-го рода), достигающих, как показывают расчеты [4], уровня предела текучести материала. Большие изменения при деформации претерпевает карбидная фаза. Цементитные пластины деформируются, дробятся на сегменты, удлиняются в продольном и утончаются в поперечном направлении. Это может приводить к уменьшению в процессе деформации количества цементита за счет его частичного разрушения и перехода углерода в твердый раствор, где он образует сегрегации на дислокациях или весьма мелкие графитные выделения. Все эти искажения структуры повышают внутреннюю свободную энергию сплава, избыток которой может достигать величины, сопоставимой со скрытой энергией фазового перехода перлит – аустенит [5]. Столь сильное энергетическое воздействие пластической деформации на сплав может вызвать в нем изменение кинетики процессов фазовых превращений.

Выявленные отличия структуры поверхностного слоя после комбинированного воздействия (рис. 4) от структур поверхностного слоя серого чугуна после одиночного плазменного воздействия свидетельствуют об изменении кинетики фазовых превращений. Увеличение размеров структурных зон при неизменном термическом цикле указывает на понижение температур критических точек фазовых превращений, с одной стороны, и на увеличение скорости протекания процесса - с другой. Повышение плотности дислокаций в результате ультразвукового пластического деформирования [2] увеличивает число дефектных мест в решетке, на которых возможно зарождение аустенита, что приводит к уменьшению работы образования зародыша и может служить непосредственной причиной снижения температурного интервала аустенитизации. Интенсификация процесса может быть обусловлена также ускорением диффузии углерода по дислокационным трубкам и увеличением скорости зарождения аустенита вследствие резкого уменьшения работы образования зародыша при избытке свободной энергии (энергии наклепа), которая повышает внутреннюю свободную энергию феррито-карбидной смеси, вследствие чего может измениться положение точки фазового перехода A_{C1} . Снижение температурных интервалов аустенитизации является также следствием ускорения кинетики превращения в результате измельчения структуры материала при деформации.

Анализ влияния степени деформации на положение критических точек при скоростном нагреве [5] показывает, что эффект относительного снижения критической точки зависит от степени предварительной деформации. Главным в эффекте ускорения процесса аустенитизации в деформированном сплаве является не наличие дефектов – носителей избыточной энергии системы, а высвобождение энергии в процессе фазового превращения и ускорение зарождения и роста центров аустенита за счет избытка свободной энергии. С повышением степени деформации увеличивается общее количество запасенной при деформации энергии и количество сохранившейся к началу фазовой перекристаллизации избыточной энергии. Принимая во внимание экспоненциальный характер распределения интенсивности деформации по глубине поверхностного слоя при ультразвуковом деформировании [4], можно предположить, что связанный с ней уровень запасенной энергии будет иметь такой же характер распределения. В этом случае изменения, вносимые пластической деформацией в структуру материала, будут убывать по мере удаления от поверхности. Этим можно объяснить разницу в интенсивности увеличения размеров структурных зон, полученных при комбинированном воздействии.

Значительный вклад в формирование свойств серого чугуна вносят включения графита. Исследования структуры поверхностного слоя после ультразвукового воздействия средствами оптической микроскопии (рис. 2) не выявили изменений в размерах и форме графитных включений. Однако тот факт, что по-

ТЕХНОЛОГИЯ

сле комбинированного воздействия в структуре зоны I включения графита отсутствуют (рис. 4), свидетельствует о том, что ультразвуковое деформирование вносит изменения в структуру графитной фазы. В исходном состоянии включения графита пластинчатой формы представляют собой монокристаллы с гексагональной решеткой [6]. В работе [7] показано, что при движении дислокаций через строй частиц, имеющих пластинчатую форму, обход этих частиц затруднен тем больше, чем меньше межпластинчатое расстояние. Вследствие нагромождения дислокаций у пластинчатых частиц растут напряжения, которые сначала приводят к возникновению в них дислокационной структуры, а затем к дроблению и разориентировке отдельных моноблоков. В этом случае первоначально крупные монокристаллы разбиваются на мел-

кие монокристаллики размером 100...200 Å с взаимной разориентировкой, достигающей в зависимости от деформации десятка градусов. Такая структура оказывает еще большее сопротивление прохождению дислокаций и приводит к дальнейшему росту напряжений вследствие нагромождения дислокаций у препятствий. Структура деформированного слоя (рис. 2) подтверждает соответствие поведения пластинчатого цементита при ультразвуковом воздействии этой схеме.

Включения графита можно рассматривать как более крупные пластинки с большим межпластинчатым расстоянием. Развитие деформационных процессов в матрице должно привести к возникновению дислокационных структур в графитных пластинах, к их раздроблению и при дальнейшем нагружении разориентировке отдельных блоков. Отсутствие включений графита в структуре зоны I после комбинированного воздействия в этом случае можно объяснить тем, что в результате ультразвукового деформирования происходит дробление монокристаллов графита, увеличивающее поверхность соприкосновения матрицы с графитом до уровня, достаточного для диффузионного растворения графитных включений в условиях последующего скоростного нагрева.

Повышение твердости поверхностного слоя после комбинированной обработки (см. рис. 1) указывает не только на изменение кинетики фазовых превращений, но и на образование струкОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

CM

тур с повышенным содержанием углерода. Увеличению количества углерода, содержащегося в матрице серого чугуна, будет способствовать, во-первых, ускорение фазовых превращений при скоростном нагреве за счет повышения дисперсности структуры материала при ультразвуковом воздействии; во-вторых, развитие диффузионных процессов непосредственно при пластической деформации.

При импульсном механическом нагружении железа со скоростью деформации 20 с⁻¹ наблюдается резкое увеличение подвижности атомов углерода, которая превосходит скорость диффузии углерода как в стационарных изотермических условиях, так и в жидком металле [8]. При ультразвуковом нагружении с частотой f = 20 кГц время контакта деформатора не превышает $\tau = 5 \cdot 10^{-5}$ с, поэтому даже при интенсивности деформации $\varepsilon = 0,002$, принятой за границу глубины распространения очага деформации [3], скорость деформации составляет величину не менее $0,002/(5 \cdot 10^{-5}) = 40 \text{ c}^{-1} > 20 \text{ c}^{-1}$. Таким образом, в пределах очага деформации, создаваемого при ультразвуковом воздействии, создаются условия для развития процессов аномального ускорения диффузии углерода как из цементитных пластин, так и из включений графита.

Выводы

Анализ процессов формирования структуры поверхностного слоя при комбинированной обработке показывает, что ультразвуковое деформирование обеспечивает возможность формирования микрогеометрии поверхности и изменения кинетики фазовых превращений при скоростном нагреве за счет структурной подготовки материала, заключающейся в повышении дисперсности структурных элементов, увеличении уровня внутренней энергии феррито-карбидной смеси, насыщении матрицы углеродом в результате аномального ускорения диффузии.

Список литературы

1. Высокоэнергетические процессы обработки материалов / О.П. Солоненко, Х.М. Рахимянов, А.П. Алхимов, В.В. Марусин и др. – Новосибирск: Наука. Сибирская издательская фирма РАН, 2000. -425 с. - (Низкотемпературная плазма. - Т. 18).



ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

2. Технологические процессы поверхностного пластического деформирования / В.Ю. Блюменштейн, С.А. Зайдес, Х.М. Рахимянов и др.; под ред. С.А. Зайдеса. – Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2007. – 404 с.

3. Исхакова Г.А., Рахимянов Х.М. Структурная подготовка перлита ультразвуковым деформированием перед плазменной закалкой // Электронная обработка материалов. – 1990. – № 5. – С. 22–24.

4. Рахимянов Х.М., Никитин Ю.В., Исупов А.В. Прогнозирование состояния материала в объеме очага деформации при ультразвуковом поверхностном пластическом деформировании // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2005. – № 4. – С. 41–46. 5. Физические основы электротермического упрочнения стали / В.Н. Гриднев, Ю.Я. Мешков, С.П. Ошкадеров и др. – Киев: Наукова думка, 1973. – 335 с.

6. *Бунин К.П., Таран Ю.Н.* Строение чугуна. – М.: Металлургия, 1972. – 160 с.

7. Гриднев В.Н., Петров Ю.Н. Изменение структуры при пластической деформации углеродистой стали // Металлофизика. – 1966. – С. 4–13.

8. Ускоренная диффузия в железе и титане при пластической деформации / Л.Н. Лариков, Б.Ф. Мазанко, В.Н. Фальченко и др. // Металлофизика. – 1975. – С. 637–640.

The role of ultrasonic plastic deformation in surface layer structure forming at the combined processing

Kh. M. Rakhimyanov, Yu.V. Nikitin

Results of research on surface layer structure and properties are presented at the combined superficial processing on the basis of the high-energy concentrated sources of deformation and thermal influence. The analysis of mechanisms of ultrasonic plastic deformation influence on surface layer structure forming at the combined processing is made.

Keywords: a surface layer, the combined processing, ultrasonic plastic deformation.