УДК 621.77.016.3+621.9.047.7

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ ИЗ СТАЛИ 12Х18Н10Т ВОЛОЧЕНИЕМ С ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКОЙ ПОВЕРХНОСТИ

Докт. техн. наук, проф. ИСАЕВИЧ Л. А., канд. техн. наук АЛЕКСЕЕВ Ю. Г., асп. КОРОЛЕВ А. Ю.

Белорусский национальный технический университет

Высокопрочную проволоку из стали 12Х18Н10Т с пределом прочности до 1500 МПа получают холодным волочением катанки с суммарным обжатием 80...90 %. При этом число переходов волочения может достигать 18...20.

Высокие энергосиловые параметры волочения таких сталей сопровождаются налипанием материала на инструмент ввиду неблагоприятных условий скольжения контактных поверхностей в зоне трения. Это приводит к обрывности проволоки при волочении и повышенному износу инструмента. Актуальной проблемой волочильного производства является снижение вредных последствий условий трения: повреждение поверхности протягиваемого металла и износ инструмента.

Традиционно исходная заготовка перед волочением проходит тщательную предварительную подготовку, которая заключается в проведении разупрочняющей термической обработки, удалении окалины и подготовке поверхности для закрепления и удержания на ней смазки в процессе волочения. Эти предварительные операции обеспечивают нормальное выполнение пластической деформации в фильере, способствуют получению высококачественной поверхности изделия, уменьшают усилие волочения и снижают износ волочильного инструмента [1].

Целью исследований, приведенных в данной работе, является изучение возможности применения электролитно-плазменной обработки (ЭПО) поверхности аустенитных сталей как вспомогательной операции при производстве особонагартованной проволоки. Применение ЭПО направлено на снижение трудоемкости процесса подготовки материала к волочению, а также на обеспечение безвредности процесса с точки зрения экологии. Кроме того, использование ЭПО между переходами при волочении может быть направлено на уменьшение числа проходов и снижение напряжения волочения, повышение ресурса работы инструмента, уменьшение обрывности проволоки, улучшение физико-механических характеристик материала.

Исследование проводили на образцах с исходным диаметром 4 мм из стали аустенитного класса 12Х18Н10Т после закалки при температуре 1150 °С с охлаждением в воде. Три образца подвергали волочению на цепном волочильном стане с суммарными степенями обжатия 22 % (за один проход), 37 % (за два прохода) и 44 % (за три прохода). В качестве технологической смазки использовали натриевое мыло.

В процессе волочения наблюдалось значительное деформационное упрочнение стали. Предел прочности возрос в 2...2,5 раза при исходном значении 590 МПа. Экспериментально-расчетным методом определена линейная зависимость предела прочности стали от степени суммарной деформации. Упрочнение объясняется ориентацией зерна вдоль линий скольжения и затруднением движения дислокаций на границах зерен в структурных неоднородностях и несовершенствах. Структурный анализ, выполненный на световом микроскопе МеF-3 фирмы Reichert, также показал, что с ростом

степени деформации в структуре стали повышается содержание мартенсита (рис. 1). Высоколегированная сталь аустенитного класса 12Х18Н10Т – неустойчивый в структурном отношении сплав. Неустойчивость структуры объясняется главным образом фазовыми превращениями, происходящими при пластической деформации, в результате которой аустенит закаленного сплава превращается в мартенсит. При этом структура деформированного аустенита наследуется образующимся мартенситом.

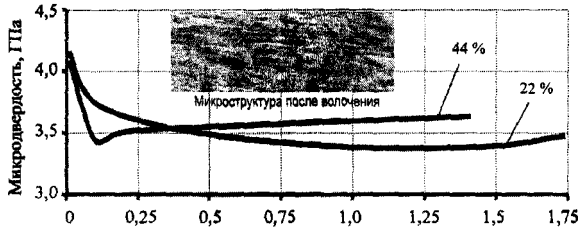


Рис. 1. Распределение микротвердости в поперечном сечении при различных суммарных степенях деформации

Мартенситное превращение в процессе пластической деформации протекает с образованием промежуточной фазы ε-мартенсита, имеющего гексагональную плотно упакованную решетку. Происходит оно бездиффузионным сдвиговым путем с большой скоростью при ограниченном росте кристаллов. Вначале образуются дефекты упаковки, а когда их концентрация достигает критической величины, начинается мартенситное превращение [2]. Гексагональная ε-фаза сохраняется при сравнительно малых степенях деформации. При более высоких степенях она непрерывно превращается в мартенсит. Активизирующее влияние пластической деформации на $\gamma \Rightarrow \alpha$-превращение зависит от химического состава, способа, температуры, степени и скорости деформации. Пластическая деформация данной стали может также вызывать различную степень субструктурных изменений: образование дислокаций с дефектами упаковки различной плотности, блокирование дислокаций примесными атомами и образование выделений.

Анализ распределения микротвердости (микротвердомер Micromet-II, нагрузка 25 г) в поперечном сечении образца (рис. 1) показал, что поверхность образца упрочнена в большей степени, чем внутренняя часть. Поверхностный слой толщиной около 50...70 мкм имеет микротвердость 3,8...4,3 ГПа, а внутренний – 3,4...3,6 ГПа.

В зависимости от температурно-скоростных условий деформирования и схемы напряженного состояния интенсивность протекания субструктурных и фазовых изменений, а также изменение механических свойств сплава могут быть неодинаковыми. Установлено, что величина и интенсивность деформационного упрочнения являются наибольшими в случае предварительной деформации растяжением, наименьшими – при чистом сдвиге, а схема сжатия занимает промежуточное положение [3]. Скорость прироста количества мартенсита в 3...4 раза больше в случае растяжения, чем при прокатке. Если необходимо применение больших степеней обжатий, то деформацию стали следует осуществлять за несколько проходов. При большой степени деформации за один проход образуется меньшее количество мартенсита. Определенную роль в этом эффекте играет выделение значительного количества теплоты при большом единичном обжатии. Микроструктурный анализ подтвердил, что с ростом степени деформации количество мартенсита в стали возрастает.

После волочения на поверхности материала присутствуют задиры и микротрещины, которые являются концентраторами напряжений (центрами разрушений) при последующих проходах волочения. Их глубина достигает 30... ...50 мкм (рис. 2), среднее значение шероховатости поверхности составляет 1,25 мкм.

С целью снижения влияния изложенных выше поверхностных физико-механических неоднородностей на волочение заготовок из аустенитной стали проведены исследования по воздействию на состояние поверхностного слоя электролитно-плазменной обработки (ЭПО), которая является высокопроизводительным методом снижения шероховатости, очистки, подготовки под покрытия поверхностей изделий сложной формы [4]. ЭПО подвергали заготовки после волочения с разным временем (до 10 мин) в 5%-м водном растворе $(NH_4)_2SO_4$, плотность тока – 0,2...0,3 А/см^2, температура электролита – 75...85 °С. Экспериментально установлено, что при этих режимах скорость съема материала составляла примерно 5 мкм/мин.

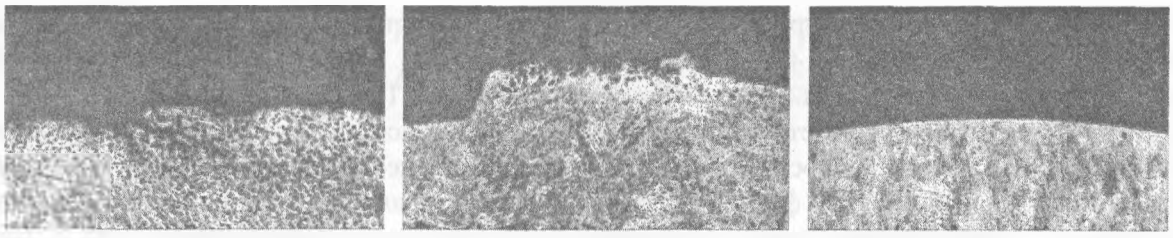


Рис. 2. Структура поверхности деформированного материала до и после ЭПО, ×200

После ЭПО при съеме 25…50 мкм на поверхности заготовок отсутствовали какие-либо загрязнения, окалина. Поверхность имела блестящий вид. Таким образом, ЭПО может заменить ряд предварительных и окончательных операций отделки перед волочением: механических – шлифовку, полировку; химических – травление, удаление смазки растворением, обезжиривание, отбелку или пассивацию в растворах кислот, а также электрохимическое полирование, которое используется для очистки поверхности и придания ей декоративного вида.

Исследования шероховатости поверхности (БелГУТ, АСМ «Нанотоп») показали, что после ЭПО по сравнению с механическим полированием профиль поверхности более сглажен (рис. 3), что снижает вероятность образования трещин при волочении. Среднее значение шероховатости составляло 0,16 мкм.

Снижение шероховатости при ЭПО (рис. 3) в свою очередь приводит к снижению коэффициента трения между заготовкой и инструментом.

На рис. 2 представлены микроструктуры поверхностных слоев деформированной проволоки до и после ЭПО.

На микротвердомере Micromet-II была проверена микротвердость тонкого поверхностного слоя до и после ЭПО. Установлено падение микротвердости примерно на 1 ГПа, что объясняется снятием в результате ЭПО наиболее нагартованного слоя материала заготовки. Падение микротвердости можно также объяснить локальным термическим воздействием на тонкий поверхностный слой при ЭПО и снижением количества твердой фазы: карбидов и карбонитридов на поверхности стали в результате избирательного «травления» при ЭПО. Карбиды и карбонитриды после механической полировки занимают 2,52 % всей площади образца. После ЭПО карбидов и карбонитридов заметно меньше и они составляют 0,76 % общей площади (рис. 4). Снижение микротвердости поверхности заготовок между проходами волочения в результате ЭПО улучшит условия трения при волочении и, как следствие, повысится качество поверхности нагартованной проволоки.

Сглаживание поверхности в процессе ЭПО и разупрочнение поверхностного слоя способствуют снижению предела прочности материала. Удаление более твердых поверхностных слоев при ЭПО снижает предел текучести мате-

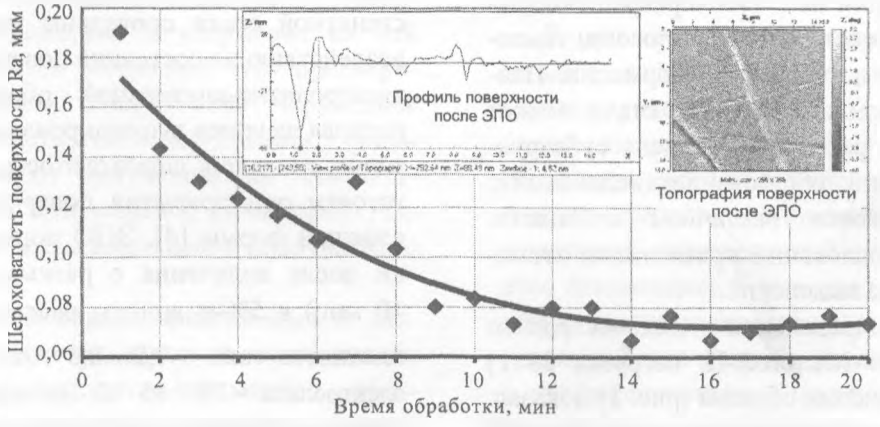
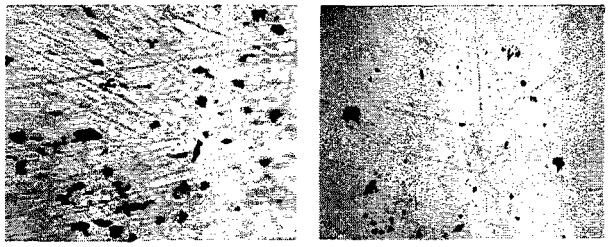


Рис. 3. Влияние продолжительности ЭПО на шероховатость поверхности



До ЭПО После ЭПО

Рис. 4. Выделение карбидов на поверхности деформированной стали 12Х18Н10Т до и после ЭПО с помощью программы AutoScan

риала, снижая и энергосиловые параметры процесса волочения.

Количественно снижение энергосиловых характеристик процесса волочения с использованием промежуточной ЭПО может быть рассчитано по выражениям для определения напряжения на выходе из волоки. Определяющими факторами при расчете напряжения волочения являются предел текучести материала и коэффициент трения. При волочении с ЭПО удается добиться уменьшения предела текучести до 11 %, а снижение коэффициента контактного трения может достигать 10 %. Таким образом, уменьшение коэффициента трения ($f_1 < f$) и предела текучести ($\sigma_{T1} < \sigma_T$) приводит к снижению напряжения на выходе из волоки и соответственно нагрузки на нее.

ВЫВОД

Разработанные режимы волочения с применением ЭПО позволяют снизить число проходов при получении особонагартованной проволоки и повысить ресурс работы инструмента.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Колпашников А. И., Белоусов А. С., Мануйлов В. Ф.** Высокопрочная нержавеющая проволока. – М.: Металлургия, 1971. – 184 с.

2. **Ллевелин Д. Т., Мэррей Дж. Д.** Холодная пластическая деформация нержавеющих сталей // Высоколегированные стали. – М.: Металлургия, 1969. – С. 405–435.

3. **Спиридонов В. Б., Кузьминская Л. Н., Гордеев Ю. П.** Упрочнение хромоникелевых сталей с нестабильным аустенитом // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1973. – № 4. – С. 2–9.

4. **А. с. 1314729** СССР. Способ электрохимической обработки / В. К. Станишевский, А. Э. Паршуто, А. А. Кособуцкий.

УДК 621.88.084

ДИАГНОСТИКА ПОДШИПНИКОВ КАЧЕНИЯ ВО ВРЕМЯ ЭКСПЛУАТАЦИИ ПО ТОЛЩИНЕ СМАЗОЧНОЙ ПЛЕНКИ И АЛГОРИТМ УПРАВЛЕНИЯ

Докт. техн. наук, проф. СКОЙБЕДА А. Т., асп. ЭЛЬМЕССАУДИ Д.

Белорусский национальный технический университет

Исследования последних лет показывают, что наиболее информативным способом определения технического состояния подшипникового узла является вибродиагностика, так как каждый вибросигнал содержит информацию в зависимости от вида дефекта и степени его развития. Для этого созданы специальные измерительные комплексы. Однако в отдельных случаях диагностику по результатам только спектрального анализа осуществить затруднительно (например, диагностику электромеханизмов с расположенными в непосредственной близости от подшипников зубчатыми передачами).

Достоверным способом считается определение состояния подшипника по контролю электросопротивления масляной пленки в нагруженной зоне подшипника для оценки режима трения. Известно, что при эксплуатации