

«УТВЕРЖДАЮ»

Ректор федерального государственного  
автономного образовательного учреждения  
высшего образования «Национальный  
исследовательский Нижегородский  
государственный университет  
им. Н.И. Лобачевского»

д.ф.-м.н., проф.

  
Е.В. Чупрунов

### ОТЗЫВ ВЕДУЩЕЙ ОРГАНИЗАЦИИ

(федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования  
«Национальный исследовательский Нижегородский государственный  
университет им. Н.И. Лобачевского»)

на диссертацию «Механизмы пластической деформации и эволюция микроструктуры при  
обработке металлов трением с перемешиванием»

МИРОНОВА Сергея Юрьевича

на соискание ученой степени доктора физико-математических наук  
по специальности 01.04.07 – физика конденсированного состояния

Диссертация Миронова С.Ю. посвящена одной из актуальных проблем физического материаловедения – разработке научных основ технологии сварки с перемешиванием металлов и сплавов (в иностранной литературе – Friction Stir Welding (FSW)), а также экспериментальному изучению закономерностей эволюции структуры металлов и сплавов при обработке трением с перемешиванием (ОТП).

#### Актуальность

Изучение процессов эволюции структуры металлических материалов при больших (интенсивных) пластических деформациях является одной из актуальных проблем современного физического материаловедения. Особый интерес представляет изучение процессов структурообразования в условиях больших пластических деформаций при высоких температурах и больших скоростях нагружения, которые реализуются, в частности, при обработке трением с перемешиванием (ОТП).

Технология ОТП была разработана как принципиально новый способ получения сварных соединений в твердом виде. Высокие служебные свойства сварных швов, получаемых посредством ОТП, обуславливают возможность ее широкого использования в авиакосмической промышленности, автомобиле- и судостроении, а также в некоторых других областях. Большой интерес к технологии ОТП обуславливает потребность в более глубоком понимании физических процессов, лежащих в её основе.

Характерной особенностью данной технологии является то, что материал в зоне обработки подвергается большим деформациям при высоких температурах ( $0.5-0.9T_{пл}$ , где  $T_{пл}$  – абсолютная температура плавления материала) и больших скоростях деформации. Компьютерное моделирование процесса показывает, что величина истинной деформации может достигать  $\sim 50$ , а скорости деформации  $\sim 10^0-10^2 \text{ с}^{-1}$ .

Понимание физических основ процессов структурообразования при ОТП позволит управлять кристаллографической текстурой и микроструктурой обрабатываемого материала и, таким образом, управлять его служебными свойствами. Кроме этого, уникальная комбинация условий нагружения при ОТП предоставляет широкие возможности для совершенствования фундаментальных представлений о деформационном поведении материалов.

**Целью работы** является экспериментальное изучение основных закономерностей пластического течения, эволюции структуры и кристаллографической текстуры при ОТП металлов и сплавов.

В ходе работы решались следующие задачи:

1. Выявление основных закономерностей пластического течения в ходе ОТП. Анализ кристаллографических текстур, формирующих при ОТП в различных конструкционных материалах.

2. Изучение основных закономерностей эволюции микроструктуры в ходе ОТП, а также изучение особенностей ее формирования в различных металлических материалах при ОТП. Идентификация базовых физических механизмов структурообразования при ОТП металлов и сплавов.

3. Исследование особенностей фазовых превращений, протекающих в ходе ОТП.

4. Анализ термической стабильности материалов, полученных с использованием метода ОТП. Изучение механизмов аномального роста зерен в металлических материалах, полученных методом ОТП.

Следует отметить, что в работе охвачен весьма широкий круг объектов исследований – это алюминиевые сплавы (AA1050, 1570, 1575, AA5052, AA6016), магниевые сплавы (AZ31, ZK60), титановые сплавы (Grade 2, Ti-6Al-4V, TИMETAL 15.3), стали (SUS304, SUS 316, S31524, DP 590, DP980, Fe-12Cr), циркониевый сплав Zircaloy-4, никелевый сплав Inconel 625, а также рассмотрен весьма широкий диапазон режимов обработки металлов – скорость вращения инструмента варьируется в диапазоне от 200 до 2000 об/мин, а температура деформации – от  $0.4T_{пл}$  до  $0.9T_{пл}$ .

Для исследования закономерностей эволюции структуры материалов при ОТП автором использовались стандартные методы: методика микротвердости, электронная микроскопия и EBSD-анализ, а также ряд оригинальных методик, разработанных автором в ходе выполнения диссертационной работы: методика анализа спектра разориентировок на основе данных по удельной поверхности границ зерен, методика выявления рекристаллизованной структуры с использованием метода EBSD, методика реконструкции микроструктуры и кристаллографической текстуры высокотемпературной фазы на основании анализа результатов исследований низкотемпературной фазы и т.д.

С использованием этих методик автором получен большой объем экспериментальных данных по исследованию особенностей эволюции структуры металлов и сплавов при ОТП, а также обнаружен ряд новых результатов, имеющих существенную **научную новизну**:

1) результаты исследований закономерностей формирования текстуры при ОТП, в том числе – результаты исследований зависимости кристаллографической текстуры от типа кристаллической решетки и энергии дефекта упаковки обрабатываемых материалов;

2) результаты экспериментальных исследований закономерностей эволюции микроструктуры широкого круга металлов и сплавов при различных степенях деформации, температурах и скоростях деформации при ОТП;

3) результаты изучения корреляций между процессами эволюции зеренной структуры и кристаллографической текстуры, в том числе – результаты исследований эффекта «конвергенции разориентировок»;

4) результаты экспериментальных исследований закономерностей фазовых превращений при ОТП титанового сплава Ti-6Al-4V, а также закономерностей мартенситного превращения в сталях, в том числе – результаты EBSD-реконструкции зеренной структуры и кристаллографической текстуры высокотемпературных фаз.

**Научная значимость** результатов обусловлена проведением систематического анализа процессов структурообразования в широком круге объектов в условиях больших пластических деформаций при одновременном воздействии высоких температуры и скоростей деформации. Полученные результаты существенно расширяют современные представления о закономерностях эволюции структуры металлов и сплавов в условиях интенсивной пластической деформации.

**Практическая ценность** работы связана с возможностью применения метода ОТП для обработки широкого класса металлических материалов с целью формирования в них заданной микроструктуры и текстуры и, как следствие, необходимых физико-механических свойств. Следует также отметить, что в ходе выполнения работы разработан ряд оригинальных методик, которые могут быть использованы для анализа процессов эволюции микроструктуры и текстуры металлов и сплавов при деформации, рекристаллизации и в условиях фазовых превращений.

**Положения выносимые на защиту**, адекватно отражают суть диссертационной работы и достаточно обоснованы. Они подтверждены проведенными диссертантом научными исследованиями и публикациями.

Защищаемые материалы принадлежат диссертанту в полном соответствии с **личным вкладом**, обозначенным на стр.6 автореферата.

Автореферат правильно отражает содержание диссертации.

Диссертационная работа изложена на 252 страницах и состоит из введения, четырнадцати глав, заключения и списка цитируемой литературы. В работе представлен большой иллюстративный материал экспериментального характера в виде рисунков и таблиц.

Во **введении** обоснована актуальность выбранной темы, сформулированы цель и задачи работы, научная новизна и практическая значимость, обоснована достоверность полученных результатов и приведены основные положения, выносимые на защиту.

В **первой главе** кратко описана принципиальная схема ОТП и рассмотрены ключевые преимущества этого вида обработки. Отмечен большой промышленный потенциал ОТП и приведено несколько примеров практического использования этой технологии. Обоснована потребность в более глубоком понимании процесса ОТП. Отмечена важность проводимых исследований с практической и научной точки зрения. Приведен аналитический обзор в области механизмов пластического течения и закономерностей эволюции микроструктуры в ходе ОТП.

На основе анализа литературных данных подчеркнута ограниченность современных представлений о закономерностях пластического течения и структурообразования при ОТП и выделены основные проблемы в этой области. Исходя из этого сформулированы цель и задачи диссертационной работы.

Во **второй главе** описаны материалы и методики исследования. Обоснован выбор материалов и приведен их химический состав. Представлены характеристики сварочной машины, применявшейся для ОТП, и кратко описаны принципиальные особенности обработки материалов с высокой и низкой температурой плавления. Кратко описаны методики подготовки микроструктурных образцов и EBSD-анализа, использовавшиеся для проведения микроструктурных исследований.

В **третьей главе** рассмотрены макроскопические особенности пластического течения в ходе ОТП на примере магниевого сплава AZ31.

Систематический анализ кристаллографической текстуры, сформировавшейся в различных областях зоны обработки, показал, что пластическое течение в ходе ОТП является весьма неоднородным, и эта неоднородность обусловлена, в частности, геометрией сварочного инструмента, используемого для обработки. Показано, что в верхней части зоны обрабатываемого материала формируется мелкозернистая микроструктура, приводящая при последующем отжиге, к аномальному росту зерен.

В четвертой главе рассмотрены типичные кристаллографические текстуры, формирующиеся при ОТП. Показано, что в большинстве случаев образующаяся текстура близка к идеальной текстуре простого сдвига. В ГЦК металлах с относительно высокой энергией дефекта упаковки (ЭДУ) преобладает текстура типа  $V/\bar{V}\{112\}\langle 110\rangle$ . Уменьшение ЭДУ ведет к образованию текстуры типа  $A/\bar{A}\{111\}\langle 110\rangle$ . Установлено, что в ОЦК металлах происходит преимущественное формирование текстуры типа  $D_2(11\bar{2})[111]$ , свидетельствующей о преобладании дислокационного скольжения по плоскости  $\{112\}$ . В ГПУ металлах формируемая текстура чувствительна к соотношению  $c/a$ . В частности, для магниевых сплавов характерно образование аксиальной текстуры типа  $\{000\}\langle uvw\rangle$ , связанной с базисным скольжением, а для титана - текстуры типа  $P_1\{1\bar{1}00\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ , обусловленной призматическим скольжением. Также показано, что при ОТП возможно формирование рекристаллизационной текстуры, в частности текстуры куба  $\{001\}\langle 100\rangle$ . Отмечено, что в ходе ОТП магниевых сплавов может иметь место образование текстуры, максимальная интенсивность которой в 50 раз превышает уровень фона.

В пятой главе на примере технически чистого железа исследованы особенности эволюции микроструктуры при обработке ОЦК металлов с высокой ЭДУ.

Показано, что при ОТП железа наблюдается интенсивное формирование границ деформационного происхождения, постепенное увеличение угла их разориентировки и фрагментация. На основании анализа спектра разориентировок установлено, что образование и дальнейшая эволюция границ зерен деформационного происхождения тесно связана с эволюцией кристаллографической текстуры металла при ОТП.

В шестой главе на примере технически чистого алюминия проанализировано влияние температуры ОТП на закономерности эволюции микроструктуры ГЦК металлов с высокой ЭДУ.

Показано, что во всем исследованном диапазоне температур (0.44-0.80 $T_{пл}$ ) в алюминии наблюдается интенсивное формирование границ деформационного происхождения и их последующее превращение в большеугловые границы зерен. При температуре  $\sim 0.8 T_{пл}$  начинаются процессы рекристаллизации, однако вклад этого механизма в формирование микроструктуры алюминия относительно мал.

Установлено, что повышение миграционной подвижности границ зерен при увеличении температуры ОТП приводит к изменению морфологии микроструктуры от пластинчатой к равноосной, что изменяет условия совместности деформации сопрягающихся фрагментов и, таким образом, приводит к изменению кристаллографической текстуры от  $S\{001\}\langle 110\rangle$  к  $V/\bar{V}\{112\}\langle 110\rangle$ .

В седьмой главе на примере аустенитной стали проанализирована эволюция микроструктуры при ОТП ГЦК-металлов с относительно низкой ЭДУ.

Показано, что при относительно небольших деформациях наблюдается отклонение разориентировок на границах исходных двойников отжига от идеального ориентационного соотношения  $\Sigma 3$  и последующая трансформация двойниковых границ в большеугловые неспециальные границы зерен.

Установлено, что увеличение степени деформации и температуры деформации приводит к формированию специфической «структуры ожерелья», состоящей из крупных деформированных зерен, окруженных цепочкой мелких рекристаллизованных зерен, содержащих двойники отжига. Обнаружено, что внутри крупных деформированных зерен наблюдается формирование протяженных малоугловых границ деформационного происхождения, свидетельствующих о развитии фрагментации. Таким образом, микроструктура аустенитной стали в зоне перемешивания сформирована в результате одновременного развития двух конкурирующих процессов – фрагментации и рекристаллизации.

При помощи специально разработанной методики, основанной на анализе удельной поверхности границ зерен, оценены парциальные вклады этих двух механизмов. Посредством EBSD показано, что рекристаллизованные и фрагментированные зерна характеризовались схожей кристаллографической текстурой простого сдвига. Исходя из этого сделан вывод о наследовании рекристаллизационными зародышами кристаллографической ориентировки деформированной матрицы.

В восьмой главе рассмотрено влияние температуры ОТП на эволюцию микроструктуры в ГЦК металлах с низкой ЭДУ на примере латуни Cu-30Zn. Показано, что во всем исследованном диапазоне температур  $0.46-0.80T_{пл}$  основным механизмом, определявшим эволюцию микроструктуры, является рекристаллизация, в процессе которой происходит формирование микроструктуры с высоким содержанием двойников отжига и низкой долей МУГ. При температуре обработки  $0.46T_{пл}$  отмечена активизация механического двойникования и фрагментации, однако вклад этих механизмов в структурообразование был относительно мал.

В девятой главе на примере технически чистой меди исследовано влияние температуры обработки на эволюцию микроструктуры в ГЦК металлах с промежуточной величиной ЭДУ.

Установлено, что в данном классе материалов микроструктура, текстура и прочность обработанных материалов принципиально зависят от температуры ОТП. При температурах ниже  $0.5T_{пл}$  эволюция микроструктуры меди определяется развитием процессов фрагментации. Это ведет к образованию мелкозернистой микроструктуры, текстура которой характеризуется преобладанием компонент простого сдвига типа  $A/\bar{A}\{111\}\langle 110 \rangle$ .

При температурах выше  $0.5T_{пл}$ , существенное влияние на характер формируемой микроструктуры в меди оказывает процесс рекристаллизации, приводящий к формированию аксиальной текстуры типа  $\{111\}\langle uvw \rangle$ .

В десятой главе на примере магниевого сплава рассмотрены особенности эволюции микроструктуры при ОТП ГПУ металлов.

Показано, что формирование зеренной структуры в данном случае представляет собой довольно сложный процесс, включающий в себя несколько стадий. На периферии деформационной зоны имеет место интенсивное механическое двойникование по плоскости  $\{10\bar{1}2\}$ . С ростом величины деформации и температуры вдоль границ исходных крупных зерен и двойников появляются зародыши рекристаллизации. В области максимальной деформации отмечено формирование очень острой кристаллографической текстуры простого сдвига типа  $\{0001\}\langle uv\bar{t}w \rangle$ . Доказано, что образование этой текстуры (и сопутствующие сближение кристаллографических ориентировок зерен) ведет к уменьшению разориентировок на их границах и даже частичной конвергенции соседних зерен.

В одиннадцатой главе исследованы особенности фазовых превращений при обработке титанового сплава ВТ6. На основе непосредственного сравнения кристаллографических ориентировок сопрягающихся  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз, а также, на основании анализа спектра разориентировок

в  $\alpha$ -фазе, было показано, что в титане при ОТП фазовое превращение  $\beta \rightarrow \alpha$  подчиняется ориентационному соотношению Бюргерса  $\{110\}_\beta // \{000\}_\alpha$ ,  $\langle 111 \rangle_\beta // \langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha$ . При этом, однако, отмечено наличие небольших, но систематических отклонений от идеального ориентационного соотношения.

Исходя из наличия ориентационного соотношения между  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазами, с помощью специально разработанной методики была реконструирована зеренная структура, сформировавшаяся в высокотемпературной  $\beta$ -фазе в ходе ОТП. На основе анализа структуры реконструированной высокотемпературной  $\beta$ -фазы показано, что эволюция микроструктуры при ОТП включает в себя рост зерен  $\beta$ -фазы, их формоизменение в результате деформации, а также их последующую поперечную фрагментацию.

Исходя из анализа EBSD-реконструированной микроструктуры сделано предположение, что наличие развитой субструктуры внутри зерен  $\beta$ -фазы (т.е. непостоянство их кристаллографической ориентировки) и являлось причиной небольших, но систематических отклонений от идеального ориентационного соотношения Бюргерса.

Для оценки текстуры, сформировавшейся в высокотемпературной  $\beta$ -фазе, предложена методика, основанная на использовании ориентационного соотношения Бюргерса, связывающего  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазы. Применение данного метода позволило выявить закономерности формирования аксиальной текстуры типа  $\{hkl\} \langle 111 \rangle$  и идеальной текстуры простого сдвига  $D_2(\bar{1} \bar{1} 2)[111]$  в ходе ОТП.

Показано, что текстура, сформировавшаяся при ОТП в  $\beta$ -фазе, наследуется в  $\alpha$ -фазе в ходе последующего фазового превращения  $\beta \rightarrow \alpha$ .

В двенадцатой главе проанализированы особенности мартенситного превращения при ОТП феррито-мартенситных сталей. Анализ ориентировок кристаллографических вариантов внутри исходных аустенитных зерен показал, что ориентационное соотношение между аустенитом и мартенситом не может быть однозначно интерпретировано в рамках обычных соотношений Курдюмова-Закса или Нишиямы-Вассермана.

Реконструкция кристаллографической текстуры аустенита показала, что в ходе ОТП имело место формирование текстуры простого сдвига типа  $A/\bar{A}\{111\} \langle 110 \rangle$ , причем при последующем фазовом превращении мартенсит «наследует» текстуру аустенита.

С использованием методики EBSD-реконструкции зеренной структуры аустенита показано, что формирование мелкозернистого мартенсита в зоне перемешивания обусловлено как развитием рекристаллизации в аустените, так и изменением химического состава материала в ходе ОТП, связанного износом инструмента и процессом окисления.

В тринадцатой главе рассмотрена корреляция между макроскопической неоднородностью микроструктуры, формирующейся в ходе ОТП, и аномальном ростом зерен при отжиге обработанных материалов. Закономерности аномального роста зерен при отжиге ОТП-металлов проанализированы с использованием «ячеистой модели» Хамфри.

Показано, что аномальный рост зерен тесно связан с макроскопической неоднородностью микроструктуры в зоне обработки, а также влиянием частиц второй фазы, образующихся при износе инструмента. В частности, специфический характер пластического течения в ходе ОТП, а также неоднородность поля температур внутри деформационной зоны ведут к формированию мелкозернистого приповерхностного слоя, причем при последующем отжиге сила Зинера, обусловленная наличием в структуре металла частиц второй фазы, недостаточна для стабилизации микроструктуры, что и ведет к аномальному росту зерен.

В четырнадцатой главе на примере технически чистого алюминия исследована кристаллографическая текстура, формирующаяся в ходе аномального роста зерен при отжиге обработанных материалов. С использованием методики EBSD измерена кристаллографическая ориентировка аномальных зерен и показано, что аномальный рост зерен ведет к развороту исходной текстуры простого сдвига на  $25-35^\circ$  относительно кристаллографической оси  $\langle 111 \rangle$  и соответствующему формированию текстуры рекристаллизации.

В заключении сформулированы основные результаты диссертационной работы.

В конце диссертации приведен список литературы из 220 наименований.

Достоверность полученных в работе результатов подтверждается использованием хорошо описанных и широко апробированных методов проведения исследований, обоснованностью используемых физических подходов и сопоставлением результатов расчетов с экспериментальными данными, а также:

- 1) применением нескольких методик анализа микроструктуры металлов и сплавов: металлография, растровая и просвечивающая электронная микроскопия, EBSD-анализ;
- 2) большой статистикой анализируемых зерен (до нескольких десятков тысяч зерен).

Основные результаты диссертации опубликованы в ведущих отечественных и зарубежных научных изданиях. Более 50 статей представлены в изданиях, входящих в перечень научных изданий ВАК, рекомендованных для публикации основных результатов диссертаций («Acta Materialia», «Scripta Materialia», «Materials Science and Engineering A», «Metallurgical and Materials Transactions A» и др.). Результаты представленные в диссертационной работе неоднократно докладывались на международных и всероссийских конференциях.

По тексту диссертации имеются следующие замечания:

1. Автор, на основании анализа большого числа экспериментальных данных, утверждает, что при «низкой» температуре основной вклад в эволюцию структуры при ОТП вносят процессы фрагментации, а при «повышенных» температурах – процессы рекристаллизации (миграции границ зерен).

Известно, однако, что в условиях высокоскоростной деформации и, особенно, в случае ОТП, ключевым фактором для формирования структуры является скорость деформации ( $\dot{\epsilon}$ ). Очевидно, что температура «перехода» от фрагментации к рекристаллизации ( $T_1$ ), существенно зависит от скорости процесса и поэтому представление о «низкой» и «высокой» температуре оказываются весьма условным.

Этот существенный аспект проблемы – зависимость  $T_1$  от  $\dot{\epsilon}$  – недостаточно отражен в тексте работы.

2. В п.12.5, п.13.4 диссертации было показано, что в процессе обработки феррито-мартенситной стали с использованием керамического инструмента из нитрида кремния имеет место существенный намол, приводящий к изменению химического и фазового состава обрабатываемых участков материала. Это, в свою очередь, оказывает существенное влияние на термическую стабильность сформированной мелкозернистой структуры обрабатываемого материала (п.13.4-13.5).

Следует ожидать, что данный эффект может иметь место не только в случае феррито-мартенситной стали, но и в случае остальных материалов, в том числе и при обработке с помощью инструмента из обычной инструментальной стали (см. стр.36)).

Влияние фактора «намола» может быть немонотонным, поскольку повышение температуры обработки осуществляется за счет повышения скорости трения. При этом, для некоторых

материалов, при высоких скоростях обработки температура достигала весьма высоких для инструментальной стали значений (в медном сплаве Cu-30Zn температура обработки превышала 800 °C), при которых начинается интенсивное окисление и износ стали.

На роль намола, в частности, указывают существенно отличающиеся от обычных значений аномально высокие значения температуры начала рекристаллизации в исследуемых мелкозернистых материалах. В частности, температура начала интенсивного роста зерен в алюминии технической чистоты составляет  $\sim 0.68T_{пл}$  (см. рис. 6.3 на стр.89),  $\sim 0.7T_{пл}$  в магниевом сплаве AZ31 (см. рис.105. на стр.142),  $\sim 0.46T_{пл}$  в сплаве Cu-320Zn (см. рис. 8.3 на стр.114) и  $\sim 0.43-0.47T_{пл}$  в меди технической чистоты (см. рис.9.3 на стр.125) и т.д.

К сожалению, автор не уделяет достаточного внимания обсуждению этого важного вопроса.

3. При исследовании процессов эволюции структуры металлов в непосредственной близости от зоны перемешивания (см. стр.75) автор указывает, что в этой области структура сильно неоднородна и, в частности, присутствуют «остатки исходных сильно деформированных зерен, “уцелевших” в ходе фрагментации».

Изучение условий возникновения таких областей представляется весьма важным, поскольку их наличие существенно влияет на свойства полученных сварных соединений.

К сожалению, автор не уделяет достаточного внимания описанию условий и причин возникновения таких областей.

4. При изучении закономерностей эволюции структуры в аустенитной стали S31254 автором было показано, что рекристаллизованные зерна содержат малоугловые границы (стр. 107), т.е. «внутри» рекристаллизованных зерен присутствует достаточно большое число решеточных дислокаций.

Этот результат нуждается в подробном обсуждении, поскольку обычно рекристаллизованные зерна не содержат дислокаций. Вероятно, такой эффект не является общим правилом, а проявляется лишь в определенном температурно-скоростном интервале ОТП. Автору следовало бы указать интервал условий, при которых он реализуется.

5. При изучении влияния температуры деформации на спектр разориентировок границ зерен автором было показано, что в меди технической чистоты повышение температуры обработки приводит к одновременному росту зерна и *уменьшению* доли малоугловых границ зерен (см. рис. 9.3 на стр.125, рис. 9.9б на стр.134), в то время как во всех остальных металлах имеет место противоположная ситуация – повышение температуры обработки приводит к росту зерна и *уменьшению* доли большеугловых границ зерен (см. данные по магниевому сплаву AZ31 – рис.10.5в на стр.142) или, что тождественно, увеличению объемной доли малоугловых границ зерен (см. данные по алюминию – рис.8.3б на стр.114).

Эти результаты представляются весьма интересными и нуждаются в дополнительных комментариях и объяснениях.

6. В заключение следует отметить, что в диссертации используется большое число терминов, дословно переведенных с английского языка, которые не используются в отечественном материаловедении: « $\beta$ -трансус», «супераустенитная сталь», «метадинамическая рекристаллизация», «геометрическая рекристаллизация», «зернограничные языки», «конвергенция ориентировок» и др. Это затрудняет анализ изложенных в диссертации результатов.



### Общая характеристика диссертационной работы

Отмеченные недостатки не влияют на положительную оценку работы в целом, представленная диссертация выполнена на высоком научном уровне и является завершенной научной работой.

Результаты диссертационной работы Миронова С.Ю. прошли апробацию на различных ведущих отечественных и международных конференциях и опубликованы в ведущих отечественных и зарубежных журналах, входящих в перечень изданий, рекомендуемых ВАК для публикации основных результатов диссертаций.

Выводы и рекомендации, содержащиеся в диссертации, могут найти свое применение при разработке новых высокопрочных субмикроструктурных конструкционных материалов в НИТУ «МИСИС» (г. Москва), ИМЕТ РАН (г. Москва), ГНЦ РФ «ВИАМ» (г. Москва), Санкт-Петербургском государственном политехническом университете (г. Санкт-Петербург), Белгородском государственном национальном исследовательском университете (г. Белгород), Институте физики твердого тела РАН (г. Черноголовка), Институте физики металлов УрО РАН (г. Екатеринбург) и на других научно-исследовательских и производственных предприятиях.

Диссертационная работа «Механизмы пластической деформации и эволюция микроструктуры при обработке металлов трением с перемешиванием» соответствует всем требованиям «Положения о порядке присуждения ученых степеней» к докторской диссертации, а ее автор Миронов Сергей Юрьевич заслуживает присвоения ему ученой степени доктора физико-математических наук по специальности 01.04.07 – физика конденсированного состояния.

Диссертация обсуждалась 23 декабря 2015 г. на научном семинаре Научно-исследовательского физико-технического института ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского» (протокол №18 от 23 декабря 2015 г.).

Директор Научно-исследовательского  
физико-технического института  
Национального исследовательского  
Нижегородского государственного  
университета им. Н.И. Лобачевского,  
доктор физико-математических наук, профессор

*ВЗр*

В.Н. Чувильдеев

«30» мая 2016 г.

Адрес ведущей организации:  
федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского».  
603950, г. Нижний Новгород, пр. Гагарина, 23  
тел. / факс (831) 462-3003 / (831) 462-3085. E-mail: [unn@unn.ru](mailto:unn@unn.ru)

«Подпись В.Н. Чувильдеева заверяю»  
Ученый секретарь  
Национального исследовательского  
Нижегородского государственного  
университета им. Н.И. Лобачевского



*Л.Ю. Черноморская*

Л.Ю. Черноморская