

ТРЕНИЕ И ПОВЕРХНОСТНЫЕ ЯВЛЕНИЯ ПРИ ШТАМПОВКЕ ТРУДНОДЕФОРМИРУЕМЫХ СПЛАВОВ

Беспалов А.В.* , Петров А.П.** , Соколов А.В.***

*Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет),
МАИ, Волоколамское шоссе, 4, Москва, А-80, ГСП-3, 125993, Россия*

* e-mail: bespalovav@mati.ru

** e-mail: petrovap@mati.ru

*** e-mail: sokolovav@mati.ru

Рассмотрены вопросы влияния трения на процесс горячей объемной штамповки. Показаны основные источники формирования сил трения. Описано действие смазок при штамповке. Разобран механизм действия поверхностно-активных веществ в условиях штамповки и формирование пластифицированного поверхностного слоя с ультрамелкозернистой и наноразмерной структурой. Рассмотрены виды смазок, их состав и влияние добавок на обработку малопластичных труднодеформируемых сплавов. Проанализированы результаты исследований ведущих советских и российских ученых в области создания наноструктурированного состояния в поверхностном слое материала.

Ключевые слова: труднодеформируемые сплавы, объемная штамповка, поверхностно-активные вещества, наноструктурный материал, трение.

Внешнее трение при ковке и штамповке, как и при большинстве других способов обработки металлов давлением (ОМД), приводит к неравномерности деформации заготовки и, соответственно, неравномерности структуры и свойств по сечению получаемых поковок и даже их разрушению. Кроме того, трение вызывает рост потребных усилий штамповки и повышенный износ инструмента.

Внешнее трение при горячей объемной штамповке характеризуется высокими температурами, давлениями и постоянным обновлением одной из трущихся поверхностей — деформируемым металлом, находящимся в пластическом состоянии.

Установлены основные источники формирования сил трения [1]:

1) механическое зацепление неровностей трущихся поверхностей;

2) молекулярное схватывание поверхностей в точках физического контакта и образование так называемых мостиков сварки с последующим их разрушением. По мнению исследователей, этот механизм сухого трения является главным;

3) преодоление сопротивления сдвигу в слое промежуточной разделительной среды.

В процессе штамповки по мере заполнения штампа растет отношение площади контактных поверхностей к объему тела, в связи с чем происхо-

дит разрушение окисных пленок на поверхности деформируемых заготовок и выход на них неокисленных частиц металла. Это обстоятельство способствует проявлению сил межмолекулярного схватывания поверхностей деформируемого металла и инструмента. Особенно склонны к налипанию на инструмент нержавеющая сталь, алюминиевые и титановые сплавы, поэтому их штамповка всегда осуществляется со смазкой.

Трение на контактных поверхностях при штамповке в подавляющем большинстве случаев происходит с участием промежуточных или разделительных сред (окалины, окислов, смазки и т.п.).

Поверхностный слой заготовки — это слой, у которого структура, фазовый и химический состав отличаются от основного материала заготовки.

В поверхностном слое исходной заготовки можно выделить следующие основные зоны (рис. 1) [2]:

1) адсорбированных из окружающей среды молекул и атомов органических и неорганических веществ. Толщина слоя ~10 мкм;

2) продуктов химического взаимодействия металла с окружающей средой (обычно оксидов). Толщина слоя ~100 мкм;

3) граничная зона толщиной несколько межатомных расстояний, имеющая иную, чем в объеме, кристаллическую и электронную структуру;

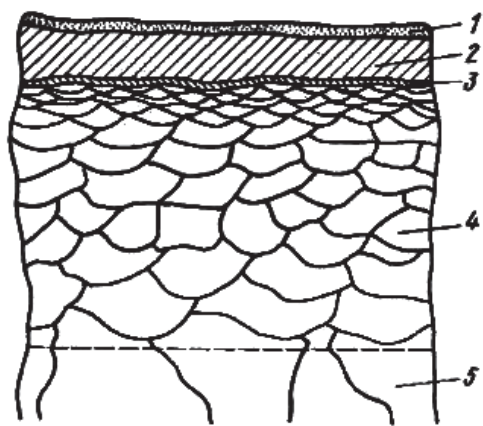


Рис. 1. Схема поверхностного слоя заготовки

4) с измененными параметрами по сравнению с основным металлом;

5) со структурой, фазовым и химическим составом основного материала заготовки.

Толщина и состояние указанных слоев поверхности заготовки могут изменяться в зависимости от состава материала, условий и времени ее нагрева, способов штамповки. Оценка этого состояния осуществляется методами химического, физического и механического анализа. Многообразие параметров состояния поверхностного слоя и методов их оценки не позволяет выделить единственный параметр, определяющий качество поверхностного слоя.

Виды трения (сухое, граничное, жидкостное) или его режимы определяются количеством и свойствами смазочных веществ, прочностными характеристиками деформируемого металла, температурой и скоростью его деформирования и контактным давлением. Среднее контактное давление при горячей штамповке стали, титановых и жаропрочных никелевых сплавов находится в пределах 200—2000 МПа, что намного выше, чем в самых напряженных узлах машин. Кроме того, при штамповке происходит постоянное обновление одной из трущихся поверхностей — деформируемого металла, находящегося в пластическом состоянии.

Поэтому при объемной штамповке взаимодействие контактирующих поверхностей деформируемого металла и инструмента (штампа, матрицы) определяется уже факторами реологического, а не только фрикционного характера.

Адгезия деформируемого металла к поверхности инструмента в процессе штамповки вызывает значительную дополнительную деформацию поверхностных слоев заготовок, что нередко приводит к их разрушению.

Результаты исследований показали, что для уменьшения неравномерности деформации при

штамповке вследствие обусловленного адгезией тормозящего действия сил трения необходимо изменить граничные условия на контактной поверхности металл — инструмент.

Вся сдвиговая деформация, вызываемая силами трения, должна быть сосредоточена при жидкостном режиме трения в смазочном слое, а при граничном трении — в поверхностном тончайшем высокопластичном и мягком слое деформируемого металла толщиной 0,5—0,05 мкм.

Если смазка по гидродинамическим условиям и своим структурно-механическим свойствам способна обеспечить полное разделение деформируемого металла и инструмента, то сдвиг происходит в смазочном слое независимо от того — жидкая это смазка или твердая. Твердые смазки (графит, стеклографит, MoS_2 и др.) при достаточной адгезионной связи с металлом обеспечивают смазочное действие благодаря своим низким прочностным свойствам по сравнению с обрабатываемым металлом. Кроме того, при штамповке нашли применение в качестве смазок покрытия из расплавов солей, стекол и тонких слоев «мягких» металлов.

Несмотря на различный характер образования смазочной пленки для твердых и жидких смазок механизм воздействия их на процесс деформации металлов одинаков. Обычно считают, что действие смазок при штамповке сводится к их способности понижать внешнее (граничное) трение между обрабатываемым металлом и инструментом. При этом характеристикой эффективности смазочного действия служит коэффициент или показатель трения.

Из-за сложности описания одновременного влияния на напряжение трения всех влияющих факторов на практике при расчетах используют упрощенные законы трения.

Согласно закону трения Амонтона—Кулона напряжение трения τ пропорционально нормальному напряжению на поверхности контакта σ_n и не зависит от сопротивления деформации σ_s :

$$\tau = \mu \sigma_n,$$

где μ — коэффициент трения, изменяющийся в пределах от 0,1 до 0,5.

Но по условию пластичности максимальная величина касательного напряжения не может быть больше сопротивления металла деформации сдвига, т.е. $\tau \leq \tau_s$, а величина σ_s связана с величиной сопротивления деформации τ_s соотношением

$$\tau_s = \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}}.$$

Поэтому при горячей штамповке, осуществляемой с большими степенями деформации, целесообразно принимать напряжение трения независимым от нормального напряжения σ_n и выражать его в долях от величины τ_s . Это закон трения Зибеля:

$$\tau = \psi \tau_s \text{ или } \tau = \psi \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}}, \text{ где } \psi \text{ называется уже пока-$$

зателем, а не коэффициентом трения и изменяется в пределах от 0,2 до 1,0 [1, 3]. Вместе с тем, в практике расчетов процессов ОМД часто показатель ψ по-прежнему называют коэффициентом трения.

Закон Амонтона—Кулона целесообразно использовать только для анализа процессов, в которых $\sigma_n < \sigma_s$, в частности для расчета операций листовой штамповки.

Предпринимаются попытки обобщить оба закона трения и сформулировать один универсальный, позволяющий учесть особенности использования каждого из них. Так, группа исследователей под руководством А.Н. Леванова [4] предложила закон трения, выраженный формулой

$$\tau = \psi \tau_s \left[1 - \exp(-1), 25 \frac{\sigma_n}{\sigma_s} \right],$$

где σ_s — сопротивление деформации металла в пограничном слое.

Напряжение трения при жидкостном трении определяют по закону Ньютона:

$$\tau = \eta \frac{\Delta V}{\delta},$$

где η — коэффициент динамической вязкости смазки (при горячей штамповке $\eta_{\text{отим}} = 10^2 \div 10^3$ Па·с);

ΔV — скорость скольжения (сдвига); δ — толщина слоя смазки.

Условие жидкостного трения выполняется, если $\delta \geq \delta_3 + \delta_{\text{ш}}$, где δ_3 и $\delta_{\text{ш}}$ — высоты микронеровностей на поверхности заготовки и штампа.

На практике невозможно поддерживать режим жидкостного трения в течение всего процесса штамповки без применения специальных схем, а так как в процессе обычного деформирования смазка выдавливается, то жидкостное трение постепенно переходит в режим граничного трения.

Результаты исследований показали, что для уменьшения неравномерности деформации при штамповке вследствие тормозящего действия сил

трения необходимо изменить граничные условия на контактной поверхности металл — инструмент.

Несколько иная картина наблюдается при граничном трении, когда образование пластифицированного поверхностного слоя на поверхности заготовки обусловлено адсорбцией поверхностно-активных веществ (ПАВ) из смазочного слоя. Многие исследователи связывают это явление с практическим проявлением эффекта Ребиндера. Рассмотрим суть этого эффекта.

В 1928 г. академик П.А. Ребиндер обнаружил и в последующие годы вместе с сотрудниками исследовал эффект понижения прочности твердых тел вследствие обратимого физико-химического воздействия на материал окружающей его при механическом испытании среды — малых добавок адсорбирующихся (поверхностно-активных) веществ. Это открытие, так называемый эффект Ребиндера, принадлежит к созданной Ребиндером новой области науки — физико-химической механике [5, 6].

П.А. Ребиндер показал, что наиболее характерным в действии активных смазок при ОМД является не внешнее трение, а сопротивление обрабатываемого металла течению в тончайшем поверхностном слое. Это сопротивление определяет величину касательных напряжений, возникающих в поверхностном слое деформируемого металла. Таким образом, активные смазки резко снижают величину дополнительной сдвиговой деформации в объеме заготовки, которая в этом случае сосредоточивается в пластифицированном поверхностном слое.

В физико-химической механике выделяют две основные инженерные задачи [5]:

1) облегчение и улучшение процессов механической обработки давлением, резанием, тонким измельчением, повышение их производительности и качества образующихся поверхностей, а также регулирование процессов трения и износа с участием смазок;

2) получение твердых тел и материалов с заданной тонкодисперсной структурой и оптимальным сочетанием механических и других свойств, с высокой прочностью и долговечностью в реальных условиях эксплуатации.

Адсорбируемые поверхностно-активные молекулы, стремясь покрыть всю поверхность тела в зоне соприкосновения с активной средой, проникают в ультрамикроскопические трещины, мигрируя по их стенкам с большими скоростями. Наиболее сильно это проявляется в условиях образования новых поверхностей, а также при наличии в твердом теле дефектов, в частности границ зерен. Когда активные молекулы достигают мест, где ширина зазора равна размеру одной-двух молекул

(рис. 2), адсорбционный слой своим давлением стремится расклинить трещину, предотвращая процесс ее «схлопывания» из-за молекулярного взаимодействия. При этом давление на стенки у вершины трещины может, по расчетным данным, достигать 10 ГПа [6].

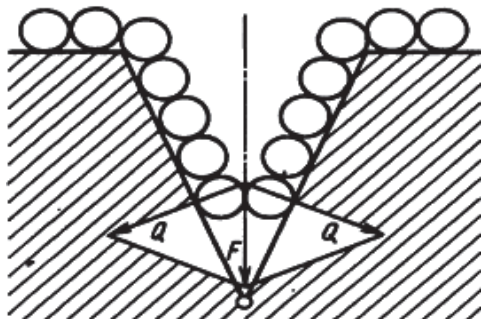


Рис. 2. Схема действия поверхностно-активных молекул смазки: F — давление адсорбционного слоя; Q — расклинивающие напряжения

Вероятно, что именно этот механизм действия ПАВ в условиях штамповки обеспечивает формирование пластифицированного поверхностного слоя с ультрамелкозернистой и наноразмерной структурой (рис. 3), т. е. можно считать, что в металле поверхностного слоя протекают кардинальные структурно-фазовые изменения, обусловленные малостью локальной области и чрезвычайно высокими скоростью и степенью деформации поверхностного слоя.

Напомним, что один нанометр равен $1 \cdot 10^{-9}$ м. К *наноразмерным* принято относить дисперсные частицы вещества или дискретные элементы структуры материала, если их геометрические размеры хотя бы в одном измерении не превышают 100 нм.

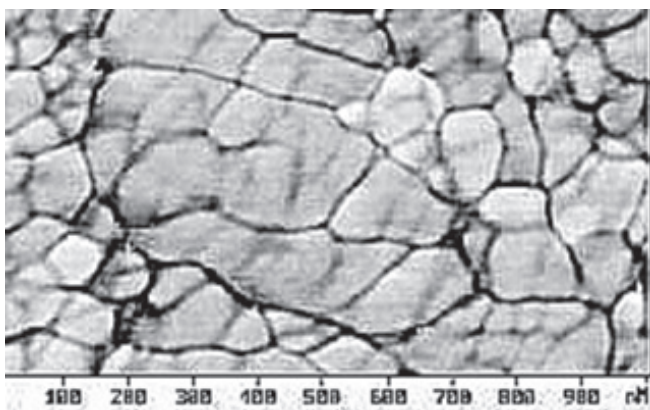


Рис. 3. Фрагмент микроструктуры поверхностного слоя на заготовке из алюминия после гидроэкструзии с коэффициентом вытяжки 4. Рабочая среда — вазелиновое масло + 3% олеиновой кислоты (ПАВ)

В наноструктурной области размеров зёрен доля границ может достигать нескольких десятков процентов, причём при наиболее мелком зерне начинают превалировать тройные стыки зёрен. Поэтому часто наноструктурный материал рассматривают как двухфазный, состоящий из внутризёрненной и зернограничной «фаз» [7].

Поверхностный нанослой на заготовке формируется благодаря комплексному воздействию на ее поверхность ПАВ, нормальных и касательных напряжений, высокого гидростатического давления.

Толщина этого слоя в зависимости от технологических параметров штамповки, геометрии инструмента, свойств деформируемого металла и ПАВ составляет от 2—5 до 20—30 мкм. То есть этой толщиной можно управлять.

Локализацию пластического течения в тонком поверхностном слое при штамповке с использованием ПАВ вызывает концентрация сдвиговых напряжений, обусловленная геометрией штампа, а также наличием внутренних неоднородностей деформируемого материала (пор, включений, большеугловых неравновесных границ зерен с высокой плотностью дислокаций), формирующейся ультрамелкозернистой структурой.

Измельчение структуры в поверхностном слое происходит за счёт того, что по мере развития деформации увеличивается степень разориентировки соседних дислокационных ячеек, границы между ними становятся большеугловыми и ячейки превращаются в зёрна.

Таким образом, характер течения металла в этом пластифицированном слое между поверхностями штампа и основного металла заготовки (интенсивная сдвиговая деформация) аналогичен течению металла при известном способе получения объемных наноматериалов — кручении под высоким давлением (КВД) [8].

При штамповке, так же как при КВД, в поверхностном слое наблюдаются три последовательно сменяющиеся стадии, которые развиваются в определенных интервалах деформации и каждой из которых соответствует свой тип структуры.

Сначала формируется ячеистая структура, в которой дислокации в ходе деформации заполняют весь объем ячеек, образуя клубки и сплетения. На второй стадии возникает смешанная ячеистая зеренная структура. На третьей стадии образуется однородная зеренная ультрамелкозернистая (УМЗ) и наноструктура, в которой внутри зерен дислокации не наблюдаются, а границы зерен являются неравновесными, т. е. содержат повышенную плотность зернограничных дислокаций.

Снижение поверхностной энергии пластифицированного слоя благодаря действию ПАВ облегчает выход дислокаций на поверхность, которая, по мнению авторов [9], является «стоком» большинства дефектов кристаллической структуры почти бесконечной емкости из-за действия сил изображения и др. причин. (Силы изображения получили свое название по методу расчета, который заключается в мысленном помещении симметрично за границей раздела точно такого же объекта, но противоположного знака.)

При малом размере зёрен силы изображения выталкивают дислокации из тела зерна. Плотность зернограницных дислокаций может достигать 10^6 см^{-1} . Кроме трансляционных дефектов — дислокаций, границы содержат и ротационные дефекты — дисклинации, вызывающие изменение угла разориентировки в разных участках границы. Критический размер, при котором дислокации не могут находиться внутри зерна, составляет несколько десятков нанометров, но уже при размере зёрен порядка 100—150 нм часть их оказывается полностью свободной от дислокаций [7]. Силы изображения убывают по мере удаления от поверхности. Если размер частицы достаточно мал, то они могут «вывести» из объема на поверхность большинство дефектов и сделать его более совершенным в структурном и химическом отношениях.

С точки зрения структурного подхода, локализация пластической деформации является естественным развитием процесса минимизации энергии системы за счет формирования различных дефектных подструктур. Поэтому локализация пластической деформации является естественным следствием коллективного поведения дислокаций.

Действительно, возникновение новых поверхностей в ходе пластического течения составляет основу процессов деформации металлических материалов. Вместе с тем все высокопрочные материалы должны быть мелкозернистыми или тонковолокнистыми, с плотной и однородной упаковкой зерен. Таковы требования к современным сплавам и композиционным материалам. Во всех этих телах внутренние межфазные и межзеренные поверхности предельно развиты, и адгезионные взаимодействия на этих поверхностях имеют основное значение. Соответственно, управление физико-химическими явлениями на границах раздела фаз в твердых телах и дисперсных системах с использованием правильного сочетания физико-химических и механических воздействий предопределяет эффективные пути решения указанных задач.

Эффект Ребиндера базируется на критерии теории Гриффитса, в соответствии с которой оказы-

вается возможным установить связь между величиной свободной поверхностной энергии σ и прочностью P_c :

$$P_c \sim (E/c)^{1/2} \sigma^{1/2},$$

где E — модуль упругости; c — размер дефекта (трещины).

То есть снижение поверхностной энергии в 2 раза уменьшает прочность в 1,4 раза.

Даже из этой формальной теории следует, что использование смазки с ПАВ существенно разупрочняет поверхностный слой деформируемого металла.

Образование пластифицированного поверхностного слоя на заготовке обусловлено также снижением свободной поверхностной энергии твердых тел вследствие действия двух возможных механизмов: контакта с жидкой средой, близкой к данному телу по всей молекулярной природе (расплавы металлов), и адсорбции поверхностно-активных веществ из окружающей среды (жидкие и твердые смазочные среды). Однако при этом должно сводиться к минимуму взаимодействие смазки с металлом инструмента, так как оно приводит к его повышенному износу. К способам устранения такого взаимодействия можно отнести напыление на поверхности штампов и матриц твердых покрытий, а также применение многослойной смазки, наносимой таким образом, чтобы поверхностно-активные компоненты контактировали с деформированным металлом, а нейтральные — с поверхностью инструмента.

Экспериментально установлены три различных эффекта влияния поверхностно-активной среды. В зависимости от конкретных условий действие среды проявляется либо в пластифицировании, либо в увеличении хрупкости, либо придает твердым телам способность к самопроизвольному диспергированию. Определяющим фактором принадлежности к одному из этих трех случаев является величина снижения поверхностной энергии твердого тела. При незначительном снижении наблюдается пластифицирование, если поверхностная энергия границы раздела снижается в несколько раз — охрупчивание, а при снижении до тысячных долей Вт/м^2 — самопроизвольное диспергирование.

Отличительная особенность этих явлений состоит в том, что они наблюдаются только при совместном действии поверхностно-активной среды и определенного вида напряженного состояния. Понижение поверхностной энергии не влечет само по себе развития новой поверхности — оно лишь способствует действию напряжений.

Рассмотренная картина влияния среды на свойства твердых тел является весьма общей и подтверждается всей совокупностью данных, полученных при изучении деформации твердых тел в поверхностно-активных средах.

Поверхностно-активные вещества, например органические кислоты, их металлические мыла, спирты и смолы, обладают наибольшей способностью к адсорбции. При адсорбции молекулы этих веществ ориентируются перпендикулярно поверхности вследствие несовпадения центров тяжести положительных и отрицательных зарядов в их молекулах даже в изолированном состоянии. Такие молекулы называют полярными, они притягиваются и удерживаются поверхностью тела.

По литературным данным, к категории эффективных поверхностно-активных веществ относятся все жирные кислоты (предельные и непредельные) [10].

Благодаря наличию карбоксильной группы COOH молекулы жирных кислот полярны. Насыщенный адсорбционный монослой образуется из плотно расположенных полярных молекул, ориентированных параллельно друг другу и перпендикулярно поверхности тела. Адсорбированные молекулы взаимодействуют не только с поверхностью, но и между собой. Взаимодействие между молекулами в тангенциальном направлении к поверхности называют продольной когезией. Конец молекулы, присоединяющийся к металлу, подобен маленькому магниту, его называют полярным или активным. Остальную часть молекулы составляет так называемый «хвост». У всех органических кислот и их мыл активной является карбоксильная группа COOH , у спиртов — гидроксил OH , у других веществ — группа NH COCH и др.

Эффект Ребиндера может быть вызван не только адсорбцией, но и воздействием жидкой смазочной среды [10].

Попадая на металлическую поверхность, молекулы примыкают к ней активными группами COOH , образуя упорядоченные прочные граничные слои (рис. 4) При большой длине молекул такие слои ПАВ пластифицируют и разупрочняют поверхность деформируемого металла, существенно снижая в соответствии с законом трения А.Н.Леванова напряжение трения.

Именно этим объясняется, например, положительное действие широко используемых добавок в смазки для ОМД (прокатка, волочение, холодная гидроэкструзия, холодная штамповка — листовая и объемная и др.) олеиновой кислоты $\text{C}_{18}\text{H}_{34}\text{O}_2$, структурная формула которой $\text{CH}_3-(\text{CH}_2)_7-\text{CH}=\text{CH}-(\text{CH}_2)_7-\text{COOH}$.

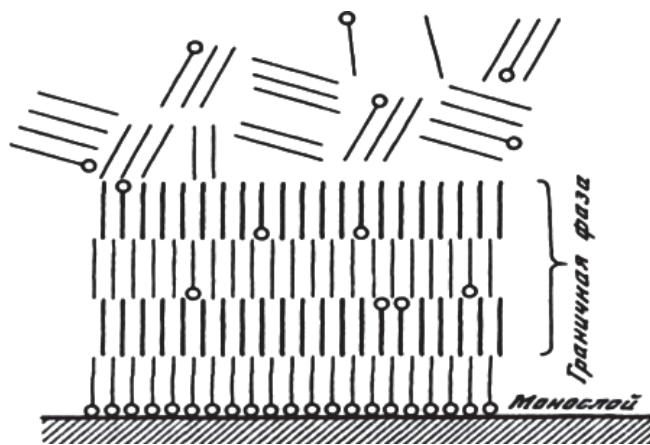


Рис. 4. Схема адсорбированной пленки из неполярных молекул, ориентированных под влиянием электрического поля металлической поверхности

Можно считать, что граничные слои находятся в особом агрегатном состоянии, имея квазикристаллическую структуру особой фазы жидкости — граничной. Основанием для подобного утверждения служит наличие особого состава, структуры, свойств и выраженной границы раздела адсорбированной пленки, т.е. наличие всех признаков фазы термодинамической системы.

Поверхностно-активная среда существенно влияет на процессы деформации и разрушения твердых тел, в том числе и при трении. Адсорбция поверхностно-активных веществ значительно снижает сопротивление тел деформированию и разрушению, проявляется в результате адсорбции поверхностно-активных веществ на внешней поверхности деформируемого твердого тела, что вызывает пластифицирование поверхности и снижение предела текучести, а также коэффициента деформационного упрочнения.

Совокупность всех воздействий среды и самой поверхности на физико-механические свойства поверхностного слоя проявляется в адсорбционном понижении прочности — эффект Ребиндера.

Научно обоснованный выбор поверхностно-активных смазок, обеспечивающих адсорбционное пластифицирование обрабатываемого металла, позволяет не только значительно снизить усилие деформирования, но и получить высококачественную поверхность поковки [10].

В начальный момент штамповки окисные пленки на заготовке препятствуют взаимодействию ПАВ и поверхности металла (рис. 5) [11], но в установившемся режиме деформации они разрушаются и не сдерживают процесс пластифицирования.

Однако применение жидких смазок с добавками поверхностно-активных жирных кислот ограничивается максимальной температурой: не выше

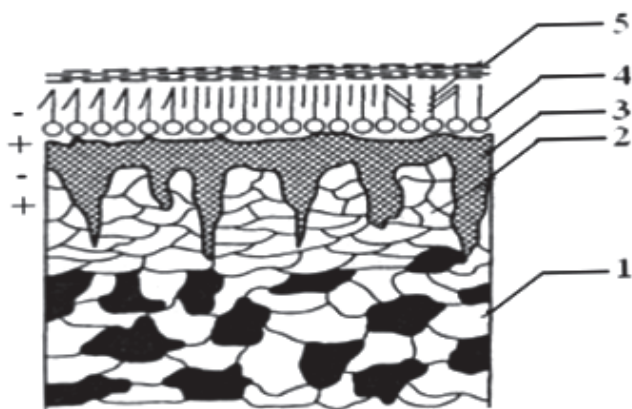


Рис. 5. Схема поверхности металла со смазкой: 1 — равновесная структура; 2 — деформированный слой металла с оксидом в микротрещинах; 3 — слой оксидов; 4 — слой адсорбированной смазки; 5 — смазочный слой

200—250 °С. Это означает, что при горячей штамповке поковок из большинства конструкционных сплавов с такими смазками использование эффекта Ребиндера невозможно.

Использование эффекта Ребиндера при горячей деформации оказалось возможным за счет применения в качестве ПАВ расплавов металлов, так как было установлено, что наибольшее понижение поверхностной энергии твердого тела (металла) почти до нуля, можно вызвать расплавленными средами, которые близки к твердому телу по своей молекулярной природе [5]. Так, прочность на растяжение монокристаллов цинка удалось понизить в десятки раз при нанесении на их поверхность слоя жидкого олова толщиной в 1 мкм и меньше. Подобные эффекты наблюдаются также у тугоплавких и жа-

ропрочных сплавов под действием жидких металлов.

Однако практическое применение горячей штамповки с использованием в качестве смазки непосредственно расплавленного металла технологически затруднено или просто невозможно.

Решение проблемы оказалось возможным при использовании явления контактного эвтектического плавления, при котором область вблизи поверхностей соприкасающихся разнородных материалов (или сплавов) может переходить в состояние жидкой фазы при температурах, значительно более низких, чем температура плавления каждого из соприкасающихся материалов. Тончайший слой этой жидкой фазы на поверхности деформируемого металла выполняет, по Ребиндеру, роль ПАВ, так как, во-первых, жидкая фаза в непосредственной близости к эвтектической точке представляет собой одну фазу, а во-вторых, вблизи температуры плавления жидкость в значительной степени наследует локальную структуру, характерную для плавящегося кристалла.

Авторы [12] применили это явление при высокоскоростном выдавливании титановых заготовок с использованием в качестве смазки слоя никеля толщиной 30-40 мкм, наносимого гальваническим методом на поверхность заготовки перед горячей деформацией.

В результате никелирования на поверхности заготовки при нагреве под деформацию происходило образование эвтектики Ni—Ti (рис. 6) и, как следствие, при последующей деформации реализовывались и эффект Ребиндера с образованием на

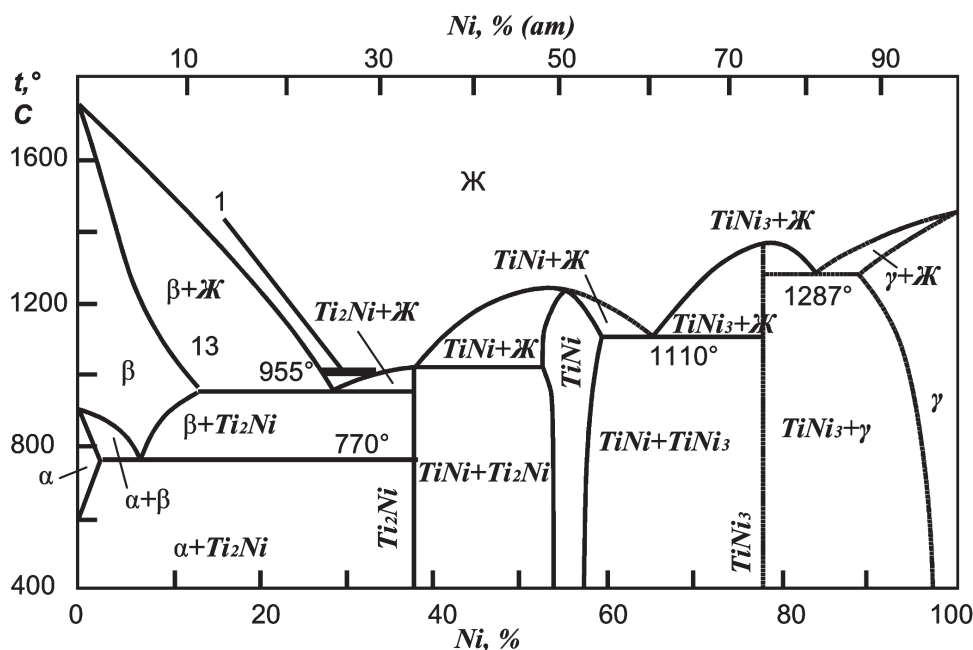


Рис. 6. Диаграмма состояния системы никель—титан (Ni—Ti): I — область эвтектики

поверхности заготовки пластифицированного слоя, и жидко-граничное трение с коэффициентом трения 0,1.

Высокая скорость деформирования была необходима для предотвращения кристаллизации эвтектики вследствие недопустимого захлаживания поверхности заготовки от контакта со штампом. Для реализации этого эффекта при уменьшении скорости штамповки требуется применение специальных мероприятий по теплоизоляции заготовки или использование изотермических штамповых блоков.

Температура, при которой начинается плавление контактирующих материалов, получила название температуры *контактного плавления* (КП). Она определяется только природой контактируемых веществ. КП возможно только в системах эвтектического типа, т.е. с точкой минимума на диаграмме состояния [13]. Температуры КП могут быть определены на основании соответствующих диаграмм состояния, многие из которых приведены в справочнике [14].

Авторы [13] отмечают, что к настоящему времени нет однозначного ответа ни на природу и механизм КП, ни на легкоплавкость эвтектик. Нет также однозначного объяснения механизма образования пластифицированного слоя на деформируемом металле при его КП.

Этот эффект, как показал впервые Е.Д. Шукин [5], определяется уменьшением энергетического барьера, препятствующего выходу дислокаций на поверхность металла.

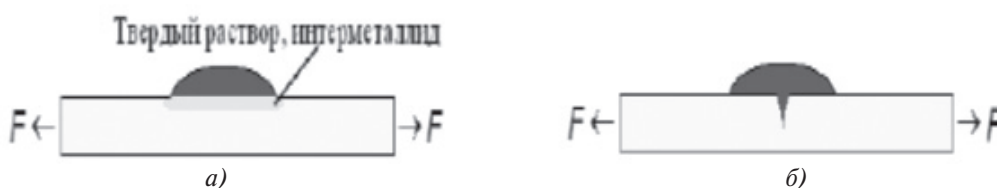


Рис. 7. Схема двух крайних типов изменения пластичности металла под действием расплава и растягивающей нагрузки F : а — пластифицирование металла при высокой растворимости расплава в твердой фазе и/или образовании интерметаллида; б — возникновение и рост трещины при малой растворимости расплава в деформируемом металле [15]

Авторы [15] утверждают, что для образования пластифицированного слоя условие понижения поверхностной энергии является необходимым, но далеко не достаточным. Существенная роль в этом явлении принадлежит не только понижению поверхностной энергии твердого тела под действием расплава, но также химическому и объемному изменениям поверхностного слоя твердой фазы, и прежде всего по дефектам структуры и диффузионного взаимодействия ее с жидкой фазой.

Увеличение объема твердой фазы в результате диффузии атомов извне вызывает в поверхностном слое релаксацию приложенных к телу растягивающих напряжений, которая при значительной растворимости в твердой фазе проявляется как пластифицирование твердого тела (рис. 7, а).

При охрупчивании под действием расплавов (рис. 7, б) атомы жидкой фазы, избирательно проникая в твердую фазу и понижая температуру плавления последней, вызывают локальное образование жидкой фазы в наиболее дефектных местах, например, по границам зерен. Такой непрерывно протекающий процесс равносителен росту трещины, заполненной расплавом. Под действием внешних растягивающих напряжений образование расплава вдоль границ зерен приводит к разрушению деформируемого тела [16].

Итак, анализ влияния расплава на физико-механические свойства металла позволяет показать единую природу эффекта пластифицирования поверхностного слоя твердого тела при воздействии на него как органических, так и металлических поверхностно-активных расплавов и рассмотреть его как эффект общий, обусловленный понижением поверхностной энергии и облегчением генерирования поверхностных источников дислокаций.

Кроме металлов, существуют и другие твердые материалы, которые при использовании их в качестве смазок при высокотемпературной деформации в контакте с металлами проявляют свойства ПАВ. К таким материалам прежде всего относится графит, впервые примененный в качестве рабочей

смазочной среды при горячем гидродинамическом выдавливании режущего инструмента из быстрорежущих сталей в Физико-техническом институте НАН Беларуси (рис. 8) [17].

Одним из видов взаимодействия графита с некоторыми деформируемыми металлами при высоких температурах является контактное эвтектическое плавление [18]. Причем контактное плавление может наблюдаться не только в случае пары, имеющей диаграмму состояния эвтектического типа, но

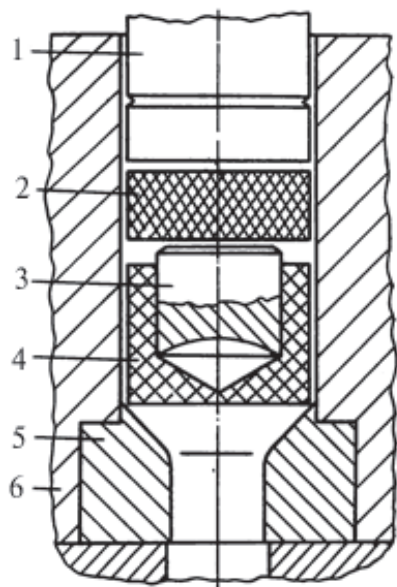


Рис. 8. Схема горячего гидродинамического выдавливания труднодеформируемых материалов с использованием графита: 1 — пуансон; 2 — графитовая шайба; 3 — заготовка; 4 — графитовая оболочка; 5 — матрица; 6 — контейнер

и в случае неограниченной растворимости с минимумом на диаграмме состояния.

Металлы триады железа (железо, кобальт, никель), на основе которых главным образом изготавливают конструкционные и жаропрочные сплавы, образуют с углеродом эвтектические сплавы с температурой плавления ниже температуры плавления самих металлов (см. таблицу).

Заготовки из быстрорежущих сталей перед горячим гидродинамическим выдавливанием нагревают до температуры 1150 °С. Следовательно, при выдавливании на поверхности стальной заготовки вероятно образование пластифицированного слоя (эвтектического сплава железа с углеродом в жидком состоянии), который вместе со смазочным графитным слоем в матрице воспринимает дополнительную сдвиговую деформацию от внешнего трения. Эта технология успешно внедрена на ряде

Температуры плавления металлов и их эвтектик с углеродом [18]

Металл	Температура плавления, °С		Разность температур плавления, °С
	металла	эвтектики с углеродом	
Железо	1534	1153	381
Кобальт	1495	1309	186
Никель	1455	1318	137

предприятий при изготовлении режущего инструмента (сверла, метчики, фрезы и т.д.).

Однако применение этой технологии для выдавливания заготовок из никелевых ($t_{\text{деф}} = 1100 \text{ }^\circ\text{C}$) и титановых сплавов ($t_{\text{деф}} = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$) не привело к положительному результату (рис. 9).

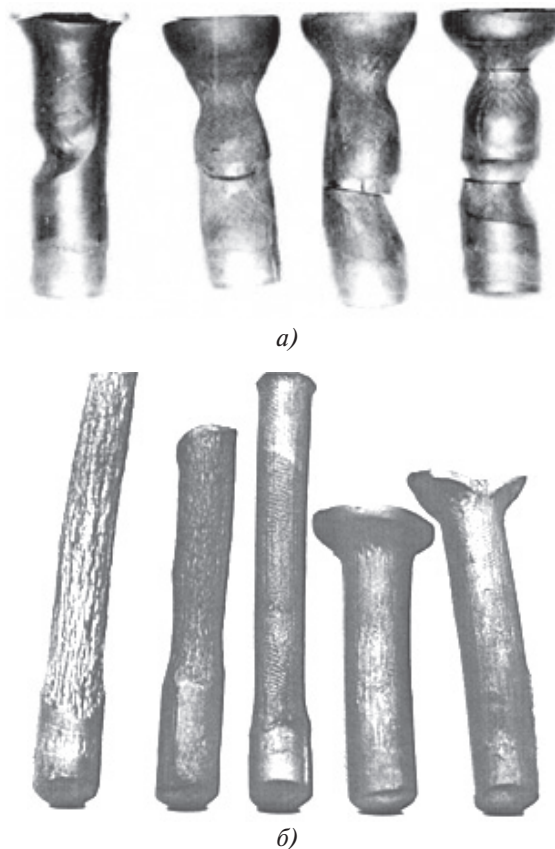


Рис. 9. Заготовки из никелевого сплава ЖС6-КП (а) и титанового сплава ВТ9 (б), полученные горячим гидродинамическим выдавливанием с использованием в качестве смазочной среды электродного графита ЭГ-0

Это обусловлено следующими основными причинами:

1. В обоих случаях не были созданы условия для проявления эффекта Ребиндера (образование пластифицированного поверхностного слоя за счет ПАВ), так как температура нагрева заготовок под деформацию была значительно ниже температуры контактного плавления с углеродом: для сплава ЖС6-КП $t_{\text{к.п}} = 1318 \text{ }^\circ\text{C}$, для сплава ВТ9 $t_{\text{к.п}} = 1653 \text{ }^\circ\text{C}$.

2. Известно [19], что для создания условий, благоприятствующих скольжению в графитовом смазочном слое, необходимо: а) ослабить связь в графитовом слое настолько, чтобы сдвиг в нем происходил раньше, чем нарушится связь между поверхностью металла и графитом; б) уменьшить адгезию между плоскостями графита, скользящими друг относительно друга.

Именно поэтому невыполнение двух последних условий при использовании в качестве смазки искусственного графита типа ЭГ приводит к неравномерному истечению смазочной графитовой среды, что обусловлено ее повышенной ($>10^3 \dots 10^5$ Па·с) по сравнению с оптимальной ($10^2 \dots 10^3$ Па·с) вязкостью. Следствием этого является неудовлетворительное качество получаемых поковок.

Вместе с тем хорошо известно, что особая кристаллическая структура графита определяет его антифрикционные свойства (рис. 10). Слоистость структуры и слабая связь между графитовыми слоями обуславливают скольжение одного слоя относительно другого даже под действием незначительных сдвиговых напряжений.

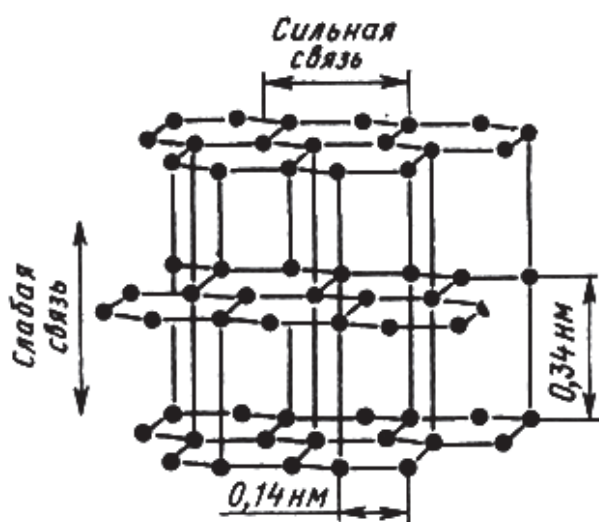


Рис. 10. Кристаллическая структура графита

Для создания условий, благоприятствующих скольжению, необходимо ослабить связь в графитовом слое настолько, чтобы сдвиг в нем происходил раньше, чем нарушится связь между поверхностью обрабатываемого металла и графита.

Уменьшению адгезии между плоскостями графита способствует адсорбция на них поверхностно-активных веществ. Такими веществами при комнатной и невысоких температурах являются кислород, минеральное масло, пары воды и другие конденсируемые жидкости. Однако при нагреве до высоких температур, свойственных процессам горячей штамповки, т.е. при полном удалении адсорбированных газов, паров воды и минерального масла, скольжение в графитовом слое затрудняется. В этих условиях ПАВ для некоторых видов графита являются молекулы связующего вещества, но их действие незначительно.

Поэтому для пластифицирования графитового смазочного слоя при горячей штамповке в смазку

необходимо включать такие вещества, которые бы при температуре деформирования снижали поверхностную энергию кристаллов графита, улучшая его смазочные свойства.

С этой целью для горячей штамповки выдавливанием заготовок из труднодеформируемых сплавов (сталей, сплавов на основе титана, никеля и др.) в широком диапазоне температур в МАТИ им. К.Э. Циолковского была разработана смазка на основе графита с добавками стекла [20, 21], в том числе жидкого стекла. Агрегированные или ассоциированные гели кремниевой кислоты ведут себя как ПАВ. Они не только пластифицируют графитовую смазку, но и связываются с поверхностью заготовки, значительно изменяя свойства ее поверхности.

Применение вместо графита стеклографитовой смазки позволило за счет расплавления стекла при высоких температурах пластифицировать смазочный слой в штампе и локализовать в нем дополнительную сдвиговую деформацию, обусловленную действием сил трения, что имеет решающее значение при обработке малопластичных труднодеформируемых сплавов (рис. 11).

Таким образом, к наиболее характерным особенностям проявления эффекта Ребиндера при штамповке труднодеформируемых материалов относятся следующие:

1. Резко выраженная химическая специфика влияния поверхностно-активных окружающих сред. Например, изменение механических свойств данного твердого металла, понижение его прочности и пластичности вызывают не все жидкие ПАВ и расплавы металлов, а лишь определенные, поверхностно-активные по отношению к этому металлу.

2. Определяющим фактором принадлежности к одному из трех случаев влияния ПАВ (пластифицирование, охрупчивание, диспергирование) является величина снижения поверхностной энергии твердого тела. При незначительном снижении наблюдается пластифицирование; если поверхностная



Рис. 11. Заготовки из никелевого сплава ЖС6-КП, полученные гидродинамическим выдавливанием с использованием в качестве смазки стеклографитовой среды [21]

энергия границы раздела снижается в несколько раз — охрупчивание; при снижении до тысячных долей Вт/м² — самопроизвольное диспергирование.

3. В отличие от растворения или других форм взаимодействия веществ для проявления эффекта Ребиндера достаточно очень малого количества поверхностно-активных веществ. Пластифицирование поверхностного слоя или его хрупкое разрушение могут иметь место в присутствии тончайших, порядка нескольких микрометров, пленок ПАВ или жидкого металла на поверхности твердого металла.

4. Быстрота действия поверхностно-активных веществ. В большинстве случаев изменение механических свойств металлов происходит практически мгновенно после смачивания их поверхности соответствующим металлическим расплавом или другим ПАВ.

5. Влияние поверхностно-активных веществ обратимо, т. е. после их удаления с поверхности твердого тела его механические свойства обычно полностью восстанавливаются.

6. Для проявления эффекта необходимо совместное, одновременное действие растягивающих напряжений и поверхностно-активного вещества. Действие среды на ненапряженный образец в большинстве случаев при последующем нагружении не вызывает заметного изменения механических свойств.

Эффект Ребиндера оказался весьма важным для совершенствования процессов ОМД, в частности штамповки, которая практически всегда осуществляется со смазкой. Результаты исследований и опыт практического использования показали, что процессы ОМД, особенно труднодеформируемых металлов и сплавов, существенно облегчаются при добавлении в смазки ПАВ ($t_{\text{деф}} < 250 \text{ }^\circ\text{C}$) или при использовании контактного плавления ($t_{\text{деф}} > 250 \text{ }^\circ\text{C}$) и стеклографитовых сред, которые по рассмотренному выше механизму размягчают и пластифицируют поверхностные слои деформируемого металла. При этом обрабатываемый металл как бы смазывает сам себя, локализуя в поверхностном пластифицированном слое избыточную сдвиговую деформацию, обусловленную действием сил трения.

Таким образом, при использовании эффекта Ребиндера действие жидких и твердых смазок сводится к тому, что усилие штамповки почти полностью расходуется на полезную работу для достижения заданной степени деформации, а потери на трение, т.е. на дополнительную сдвиговую деформацию поверхностного слоя металла, при этом минимальны.

Кроме того, как отмечалось выше, на поверхности поковок, получаемых штамповкой с исполь-

зованием поверхностно-активной смазки, образуется наноструктурный поверхностный слой толщиной от 2—5 до 20—30 мкм (рис. 12).

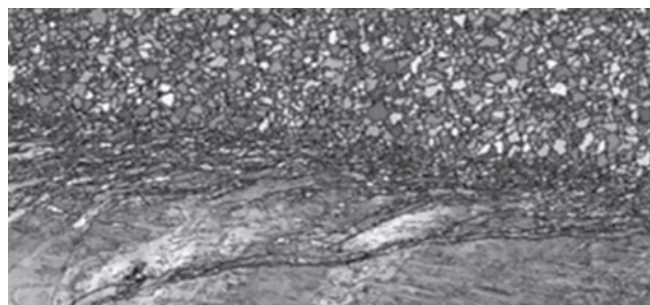


Рис. 12. Микроструктура поверхностного слоя заготовки из титанового сплава BT9 после горячего гидродинамического выдавливания с использованием стеклографитовой среды. EBSD-изображение

В последнее время значительное количество исследований направлено на создания наноструктурированного состояния не во всем объеме металлоизделий, а только в поверхностном слое [22, 23].

Известны следующие методы модифицирования поверхностного слоя материалов: поверхностная механическая обработка; химико-термическая обработка; ионно-плазменная, лазерная, ионно-электродуговая обработка; напыление покрытий и пленок, в том числе многослойных, электролитическое осаждение. Уникальность наноструктурированных покрытий заключается в высокой объемной доле границ раздела фаз и их прочности, в отсутствии дислокаций внутри кристаллов.

Прочность границ раздела способствует увеличению стойкости наноструктурированных пленок к деформации. Отсутствие дислокаций внутри кристаллитов увеличивает упругость таких пленок. Все это позволяет получать на основе наноструктур покрытия с улучшенными физико-химическими и физико-механическими характеристиками, а именно с высоким значением твердости, упругого восстановления, прочности, термической стабильности.

Так, например, экспериментами по ионно-плазменному наноструктурированию поверхности стальных заготовок (сталь 18ХГТ) установлено, что этот вид обработки вызывает не только изменение поверхностных свойств, но и сильно упрочняет все изделие, т.е. влияет на его «объемные» механические характеристики [23]. А именно практически без снижения пластичности временное сопротивление σ_b возрастает на 17%, а предел текучести $\sigma_{0,2}$ — на 34%. По-видимому, пластичность изделия сохра-

няется за счет основного объема металла, а не благодаря влиянию малопластичного наноструктурированного поверхностного слоя.

По мнению авторов [23], полученные результаты можно объяснить, с одной стороны, залечиванием при ионной бомбардировке (ИБ) поверхностных дефектов, аналогично эффекту А.Ф. Иоффе для каменной соли [24], а с другой — особыми свойствами и поведением при деформации нанослоя, формирующегося на поверхности.

А.Ф. Иоффе испытывал на растяжение образцы каменной соли диаметром 6 мм на воздухе и в воде. При растяжении на воздухе образцы разрушались хрупко, а предел прочности равнялся 5 МПа. Если же растяжение осуществлялось в воде, каменная соль становилась пластичной, диаметр в шейке уменьшался до 0,2 мм, т.е. относительное сужение ψ достигало ~99% (!), а предел прочности увеличивался до 1600 МПа, что близко к теоретической прочности (по расчетам, для соли она ~2000 МПа). Причиной такого изменения свойств, по мнению академика Иоффе, является залечивание поверхностных дефектов образца за счет растворения соли в воде.

Подтверждением правильности этого предположения являются опыты по растягиванию образцов в насыщенном водном растворе каменной соли, когда растворение исключалось. В таких условиях рост прочности не происходил. Таким образом, несмотря на то, что поверхностный слой, растворявшийся в процессе испытаний, был очень тонким, прочность всего образца (по терминологии А.Ф. Иоффе, «внутренняя прочность») приблизилась к теоретической при одновременном росте пластичности практически до 100%.

Позже аналогичный эффект был получен Ю.В. Барановым при растяжении металлических образцов в электролите — ему удалось продеформировать вольфрам на 80—90% в щелочной среде. При этом прочность повысилась на 30%. Автор назвал это эффектом Иоффе для металлов [25]. В работе [26] экспериментально и теоретически доказано существование эффекта А.Ф. Иоффе на наноструктурных металлах (на примере титанового сплава с памятью формы), проявляющегося в существенном повышении их пластичности при деформации в полирующей среде.

В описанных случаях растяжение образцов происходило непосредственно в среде, удаляющей не только дефекты, существовавшие на поверхности образца до начала испытаний, но и новые, образующиеся непосредственно в процессе растягивания — так называемый дебри-слой (скопление дисло-

каций у границ зерен, субзерен, поверхностей раздела фаз, неметаллических включений и т.д.).

При обычных механических испытаниях без нагрева образцов деформация осуществлялась на воздухе, т.е. при отсутствии среды, которая могла бы удалять повреждаемый при деформации поверхностный слой. Тем не менее, образцы с наноструктурированной поверхностью, несмотря на очень большое упрочнение, оставались за счет основного металла пластичными. Авторы [23] связывают упрочнение с особым поведением поверхностного слоя, который после ИБ имеет нанокристаллическое строение.

Эти результаты однозначно свидетельствуют о том, что причиной столь значительного повышения прочности изделий является именно формирование этого нанокристаллического слоя в процессе ИБ. Его роль чисто функциональная, и изменение механических характеристик связано с особым поведением этого слоя при деформации, а не с его небольшим вкладом в упрочнение.

Особенности структуры нанокристаллических материалов (большой объем поверхности неравновесных границ по отношению к объему самого нанокристаллического элемента, сосредоточение дислокаций в объеме границ при их практическом отсутствии в объеме нанозерен, высокая концентрация вакансий на границах) способствуют при растяжении образца зернограничному проскальзыванию, как это происходит при ползучести или сверхпластичности.

Снижение поверхностной энергии поверхностного нанослоя облегчает при последующей деформации выход дислокаций из объема образца на его поверхность, которая является стоком большинства дефектов кристаллической структуры почти бесконечной емкости [9]. Это и приводит по аналогии с эффектом А.Ф. Иоффе к залечиванию имеющихся и вновь появляющихся повреждений поверхности, уменьшает вероятность образования концентраторов напряжений и значительно увеличивает предельную степень деформации всего образца до разрушения.

Таким образом, в наноструктурных поверхностных слоях образцов, как и в объемных нанокристаллических (НК) материалах, меняется механизм пластической деформации, в котором значительную роль уже играет недислокационная, зернограничная пластичность, что отмечается во многих работах [7, 8, 22].

Большой практический интерес представляют собой исследования механического поведения УМЗ титановых и других труднодеформируемых сплавов

при повышенных температурах. К настоящему времени уже доказано, что наноструктурные материалы демонстрируют признаки сверхпластического поведения при более низких температурах и более высоких скоростях деформации, что является привлекательным с технологической точки зрения, например, при изготовлении изделий сложной формы.

Так, например, Г.А. Салищевым с соавторами [27] для получения УМЗ-структуры в заготовках из труднодеформируемых сплавов предложено использовать так называемую *мультиосевую деформацию* всесторонней ковкой при температурах $T < T_{\text{рекр}}$.

Дальнейшее развитие этот метод получил при проведении всестороннейковки в изотермических условиях в специальном блоке. Сообщается, что деформация в таких условиях заготовок из титанового ($\alpha + \beta$)-сплава ВТ6 с исходным размером β -зерен 230 мкм проводилась при температуре 650°C и скорости деформации $\sim 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. В результате в заготовке сформировалась равномерная УМЗ-структура со средним размером зерен 0,6 мкм.

Авторами [27] также было установлено, что эффект повышения прочности сплава ВТ6 на 20–30% за счет наноструктурирования сохраняется в интервале эксплуатационных для этого материала температур — до $T = 400^\circ\text{C}$. Дальнейшее повышение температуры приводит к обратному эффекту — резкому снижению напряжения течения и проявлению эффекта сверхпластичности, причем последний в наноструктурном сплаве ВТ6 наблюдается уже при температурах на 200–300°C ниже, чем температурный интервал сверхпластичности обычного мелкозернистого материала.

УМЗ-структура позволила при последующей изотермической деформации поковок лопаток газотурбинного двигателя из сплава ВТ6 снизить температуру штамповки с 920°C (серийная технология) до 700°C, что намного улучшило работоспособность, экономичность и условия эксплуатации изотермических блоков. Штамповку осуществляли на серийном гидравлическом прессе усилием 16 МН со степенью деформации 88% при средней скорости деформации $\sim 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. При этом полученные поковки лопаток обеспечили улучшение прочностных и усталостных характеристик конечного изделия и сохранение в допустимых пределах пластичности и трещиностойкости.

Таким образом, в ультрамелкозернистых и наноструктурных материалах проявляется сверхпластичность при температурах существенно ниже, чем в микрокристаллических сплавах, а также возможна

реализация сверхпластичности при высоких скоростях деформации.

Природа этих эффектов в том, что неравновесные состояния границ в наноструктурных материалах, приводя к ускорению динамических процессов на границах, могут существенно уменьшить температуру сверхпластической деформации (СПД). Более того, границы зерен, содержащие захваченные решеточные дислокации, могут непосредственно облегчать зернограницное скольжение [28].

Вывод из приведенных рассуждений вполне однозначен: природа СПД связана с температурно-скоростными режимами структурной неустойчивости деформируемого материала [29], и сверхпластичность реализуется независимо от типа сплава при сосуществовании кристаллической и квазиаморфной (аморфной) фаз.

Это подтверждается теорией структурных превращений, в соответствии с которой при сверхпластичности имеет место неустойчивое состояние границ. При этом возникает «квазижидкое вязкое» или аморфное состояние границ, играющее роль своеобразной смазки, облегчающей зернограницное скольжение. Таким образом, утверждается [29], что сверхпластичность происходит в условиях неравновесной динамической структуры и реализуется как некоторое состояние деформируемого материала в иерархии состояний при меняющихся температурных и кинематических условиях.

Итак, благодаря обнаружению сверхпластичности в ультрамелкозернистых и нанокристаллических сплавах при относительно низких температурах и высоких скоростях деформации стало реальным и экономически возможным практическое использование СПД широкой группы промышленных сплавов.

Сверхпластичность при относительно низких температурах оказалась универсальной и наблюдается и в труднодеформируемых сплавах. В жаропрочном никелевом сплаве Inconel 718 (дисперсионно-упрочненный сплав никель-хром, включающий также значительные количества железа, ниобия и молибдена, с небольшими добавками алюминия и титана) была получена нанодуплексная структура с размером зерен/частиц $d = 80 \text{ нм}$ [30]. Полученный наноматериал также демонстрирует сверхпластическое поведение при относительно низких температурах: нижний температурный порог сверхпластичности для него составляет 650°C против 800°C для микрокристаллического сплава того же состава [30].

Полученные результаты, очевидно, могут быть обобщены и в отношении обычных металлов и сплавов. Уменьшение размера зерен до нанострук-

турного уровня существенно снижает температуру и повышает скорость деформации, при которой в металлах и сплавах активизируется механизм зернограницного проскальзывания — необходимое условие сверхпластической деформации.

Особое внимание уделяется поверхностному наноструктурированию и установлению связей между характером структуры, формирующейся на поверхности изделий при ее обработке различными методами, и изменениями свойств в объеме изделия. Авторы [31] показали путем применения атомно-силовой и туннельной сканирующей микроскопии, что поверхностный слой естественного кристалла работает как «насос ↓», закачивающий деформационные дефекты внутрь материала. Наноструктурирование поверхностного слоя превращает его в «насос ↑», который вызывает движение деформационных дефектов вовне, что повышает механические и технологические свойства не только поверхностного слоя, но всей заготовки.

Выводы

Наноструктурирование поверхности заготовок, в том числе и обработкой давлением с использованием ПАВ, не только существенно повышает механические свойства получаемых полуфабрикатов, но и значительно улучшает их технологические свойства при последующей горячей деформации, например, штамповке. Создается привлекательная для производства возможность сверхпластической деформации труднодеформируемых материалов при более низких температурах и более высоких скоростях не только объемно наноструктурированных заготовок, но и заготовок с наноструктурированной поверхностью.

Библиографический список

1. *Грудев А.П., Зильберг Ю.В., Тилик В.Т.* Трение и смазки при обработке металлов давлением. — М.: Металлургия, 1982. — 312 с.
2. *Степанова Т.Ю.* Технологии поверхностного упрочнения деталей машин: Учебное пособие. — Иваново: Ивановский государственный химико-технологический университет, 2009. — 64 с.
3. *Загиров И.Н., Рудницкий Э.А.* Теория обработки металлов давлением: Конспект лекций и варианты заданий для выполнения курсовой работы. — Красноярск: СФУ, 2011. — 56 с.
4. *Леванов А.Н., Колмогоров В.Л., Буркин С.П., Картак Б.Р., Аштур Ю.В., Спасский Ю.И.* Контактное трение в процессах обработки металлов давлением. — М.: Металлургия, 1976. — 416 с.
5. *Рибиндер П.А., Шукин Е.Д.* Поверхностные явления в твердых телах в процессе их деформации и раз-

6. *Рибиндер П.А.* Избранные труды. Поверхностные явления в дисперсных системах. Физико-химическая механика. — М.: Наука, 1979. — 384 с.
7. *Рябов А.В., Окишев К.Ю.* Новые металлические материалы и способы их производства: Учебное пособие. — Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2007. — 64 с.
8. *Валиев Р.З., Александров И.В.* Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. — М.: Логос, 2000. — 272 с.
9. *Денисова Н.Е., Шорин В.А., Гонтарь И.Н., Волчихина Н.И., Шорина Н.С.* Триботехническое материаловедение и триботехнология: Учебное пособие / Под общ. ред. Н.Е. Денисовой. — Пенза: Изд-во Пензенского государственного университета, 2006. — 248 с.
10. *Солдатенко И. В.* К вопросу о контроле качества полуфабрикатов из титановых сплавов // Вестник Московского авиационного института. 2016. Т. 23. № 4. С. 189-194.
11. *Гаркунов Д.Н., Мельников Э.Л., Гаврилюк В.С.* Триботехника: учебное пособие. — М.: Машиностроение, 1985. — 424 с.
12. *Костышев В.А., Чирков С.Б.* Структура и механические свойства материала компрессорных лопаток из титанового сплава ВТ9, изготовленных высокоскоростной штамповкой // Приложение к журналу «Промышленность». 1986. № 3. С. 15-16.
13. *Ахжубеков А.А., Орквасов Т.А., Созаев В.А.* Контактное плавление металлов и наноструктур на их основе. — М.: ФИЗМАТЛИТ, 2008. — 147 с.
14. *Лякишев Н.П.* Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: В 3-х т. — М.: Машиностроение, 1966. — 992 с.
15. *Савицкий А.П., Марцунцова Л.С.* Поверхностная энергия и жидкометаллическая хрупкость олова // Известия Томского политехнического университета. Инжиниринг георесурсов. 2009. Т. 315. № 2. С. 123-127.
16. *Ростокер У., Мак-Когги Дж., Маркус Г.* Хрупкость под действием жидких металлов. — М.: Иностранная литература, 1962. — 192 с.
17. *Северденко В.П., Мурас В.С., Суходрев Э.Ш.* Горячее гидродинамическое выдавливание режущего инструмента. — Минск: Наука и техника, 1974. — 256 с.
18. *Семенов А.П., Поздняков В.В., Крапошина Л.Б.* Трение и контактное взаимодействие графита и алмаза с металлами и сплавами. — М.: Наука, 1974. — 109 с.
19. *Брейтуэйт Е.Р.* Твердые смазочные материалы и антифрикционные покрытия / Пер. с англ. С.Д. Ключнева. — М.: Химия, 1967. — 320 с.
20. *Колташников А.И., Вялов В.А., Петров А.П., Долбинов Ю.Д.* Рабочая среда на основе графита для горячего гидропрессования сплавов. Авт. свидетельство СССР № 483846, 1975.

21. Колпашиников А.И., Вялов В.А., Федоров А.А., Петров А.П. Горячее гидропрессование металлических материалов. — М.: Машиностроение, 1977. — 271 с.
22. Ваганов В.Е., Кечин В.А., Евдокимов И.А. Современные достижения по получению материалов с нанокристаллической структурой // Вестник научно-технического развития. 2010. № 6(34). С. 3-11.
23. Дьяченко С.С., Пономаренко И.В., Золотко В.А. Возможности получения наноструктуры в массивных изделиях и влияние наноструктурирования на их свойства // Физическая инженерия поверхности. 2009. Т. 7. № 4. С. 385-396.
24. Иоффе А.Ф. Механические свойства кристаллов // Успехи физических наук. 1928. Т. VIII. Вып. 4. С. 441-482.
25. Баранов Ю.В. Эффект А.Ф. Иоффе на металлах: Монография. — М.: Изд-во МГИУ, 2005. — 140 с.
26. Баранов Ю.В., Сахвадзе Г.Ж., Столяров В.В. Некоторые особенности эффекта Иоффе в наноструктурных материалах // Вестник научно-технического развития. Национальная Технологическая Группа. 2009. № 2(18). С. 7-18.
27. Латыш В.В., Кандаров И.В., Измайлова Н.Ф., Половников В.М., Салищев Г.А., Жеребцов С.В. Эффективность применения интенсивной пластической деформации в технологическом процессе изготовления поковок лопаток // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2012. № 8. С. 18-25.
28. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. Получение, структура и свойства. — М.: Академкнига, 2007. — 398 с.
29. Рудской А.И., Рудаев Я.И. Механика динамической сверхпластичности алюминиевых сплавов: Монография. — СПб.: Наука, 2009. — 218 с.
30. Мухтаров Ш.Х., Валитов В.А., Дудова Н.Р. Влияние нанокристаллической структуры на сверхпластическое поведение сплава Inconel 718 // Физическая мезомеханика. 2004. Т. 7. № 2. С. 38-41.
31. Панин В.Е., Панин А.В. Эффект поверхностного слоя в деформируемом твердом теле // Физическая мезомеханика. 2005. Т. 8. № 5. С. 7-16.

FRICTION AND SURFACE PHENOMENA WHEN STAMPING HARD-DEFORMABLE ALLOYS

Bespalov A.V.* , Petrov A.P. , Sokolov A.V.*****

*Moscow Aviation Institute (National Research University),
MAI, 4, Volokolamskoe shosse, Moscow, A-80, GSP-3, 125993, Russia*

* e-mail: bespalovav@mati.ru

** e-mail: petrovap@mati.ru

*** e-mail: sokolovav@mati.ru

Abstract

This work considers the issues of friction (dry, boundary, liquid) effect on the hot die forging process. It reveals the main sources of frictional forces formation.

High temperatures, pressure and permanent renewal of one of the friction deformable metal surfaces being in the plastic state characterize the external friction during the hot die forging. In the course of stamping, as the die fills, the surface area to body volume ratio is increasing. The destruction of oxide films thereupon on the surface of wrought workpieces and the outcome of the non-oxidized metal particles from them occurs. This event facilitates the development of the forces of intermolecular gripping of the wrought workpiece and the tool. The stainless steel, aluminum and titanium alloys are especially prone to sticking to the tool. Thus, their stamping is always carried out with lubrication.

In most cases, the friction at contact surfaces while stamping occurs together with intervening and isolation mediums (oxide scale, oxides, lubricant etc.). Thus, the interaction of lubricants with surface-active substances while stamping becomes of particular importance.

The types of lubricants, their composition and the additives effect on the difficult-to-form alloys of low-plasticity processing are considered.

The mechanism of action of surface-active substances in conditions of stamping and formation of plasticized surface layer with ultra-fine-grained and nano-sized structure was analyzed.

The article analyzed the results of leading Soviet and Russian scientists' studies in the field of nanostructured state forming in the surface layer of the material.

Based of the conducted analysis, we can state that the nano-structuring of the workpieces' surface, including pressure shaping, while applying surface-active substances, leads not only to the obtained semi-finished products' mechanical properties substantial improvement, but also to a significant improvement of their technological properties during the subsequent hot deformation, such as stamping. Thus, the compelling for the production possibility of difficult-to-form materials' super-plasticity deformation under lower temperatures and higher speeds of not only volume nano-structured

workpieces, but also the workpieces with nanostructured surface is created.

Keywords: difficult-to-form alloys, die forging, surface-active substance, nanostructured material, contact surface.

References

1. Grudev A.P., Zil'berg Yu.V., Tilik V.T. *Trenie i smazki pri obrabotke metallov davleniem* (Friction and lubrication during the metal forming), Moscow, Metallurgiya, 1982, 312 p.
2. Stepanova T.Yu. *Tekhnologii poverkhnostnogo uprochneniya detalei mashin* (Technology of surface hardening of details of machines), Ivanovo, Ivanovskii gosudarstvennyi khimiko-tekhnologicheskii universitet, 2009, 64 p.
3. Zagirov I.N., Rudnitskii E.A. *Teoriya obrabotki metallov davleniem* (Theory of metal forming), Krasnoyarsk, SFU, 2011, 56 p.
4. Levanov A.N., Kolmogorov V.L., Burkin S.P., Kartak B.R., Ashpur Yu.V., Spasskii Yu.I. *Kontaktное trenie v protsessakh obrabotki metallov davleniem* (Contact friction in the processing of metals by pressure), Moscow, Metallurgiya, 1976, 416 p.
5. Rebinder P.A., Shchukin E.D. *Uspekhi fizicheskikh nauk*, 1972, vol. 108, no. 1, pp. 3-42.
6. Rebinder P.A. *Izbrannye trudy. Poverkhnostnye yavleniya v dispersnykh sistemakh. Fiziko-khimicheskaya mekhanika* (Selected works. Surface phenomena in disperse systems. Physico-chemical mechanics), Moscow, Nauka, 1979, 384 p.
7. Ryabov A.V., Okishev K.Yu. *Novye metallicheskie materialy i sposoby ikh proizvodstva* (New metallic materials and their production), Chelyabinsk, YuUrGU, 2007, 64 p.
8. Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. *Nanostrukturnye materialy, poluchennye intensivnoi plasticheskoi deformatsiei* (Nanostructured materials obtained by severe plastic deformation), Moscow, Logos, 2000, 272 p.
9. Denisova N.E., Shorin V.A., Gontar' I.N., Volchikhina N.I., Shorina N.S. *Tribotekhnicheskoe materialovedenie i tribotekhnologiya* (Tribological materials and tribotechnology), Penza, Penzenskii gosudarstvennyi universitet, 2006, 248 p.
10. Soldatenko I.V. *Vestnik Moskovskogo aviatsionnogo instituta*, 2016, vol. 23, no. 4, pp. 189-194.
11. Garkunov D.N., Mel'nikov E.L., Gavrilyuk V.S. *Tribotekhnika* (Tribology), Moscow, Mashinostroenie, 1985, 424 p.
12. Kostyshev V.A., Chirkov S.B. *Prilozhenie k zhurnalu "Promyshlennost"*, 1986, no. 3, pp. 15-16.
13. Akhkubekov A.A., Orkvasov T.A., Sozaev V.A. *Kontaktное plavlenie metallov i nanostruktur na ikh osnove* (contact melting of metals and nanostructures on their basis), Moscow, FIZMATLIT, 2008, 147 p.
14. Lyakishev N.P. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskikh system* (State diagrams of double metallic systems), Moscow, Mashinostroenie, 1966, 992 p.
15. Savitskii A.P., Martsunova L.S. *Izvestiya Tomskogo politekhnicheskogo universiteta. Inzhiniring georesursov*, 2009, vol. 315, no. 2, pp. 123-127.
16. Rostoker W., McGaughey J.M., Markus H. *Embrittlement by liquid metals*. Reinhold Publishing Corporation, New York, 1960.
17. Severdenko V.P., Muras V.S., Sukhodrev E.Sh. *Goryachee gidrodinamicheskoe vydavlivanie rezhushchego instrumenta* (Hot hydrodynamic extrusion of cutting tools), Minsk, Nauka i tekhnika, 1974, 256 p.
18. Semenov A.P., Pozdnyakov V.V., Kraposhina L.B. *Trenie i kontaktное vzaimodeistvie grafita i almaza s metallami i splavami* (Friction and contact interaction of graphite and diamond with metals and alloys), Moscow, Nauka, 1974, 109 p.
19. Braithwaite E.R. *Solid Lubricants and Surfaces*. Macmillan and Co., New York, 1964.
20. Kolpashnikov A.I., Vyalov V.A., Petrov A.P., Dolbinov Yu.D. *Rabochaya sreda na osnove grafita dlya goryachego gidroressovaniya splavov. Avtorskoe svidetel'stvo USSR № 483846*, 1975.
21. Kolpashnikov A.I., Vyalov V.A., Fedorov A.A., Petrov A.P. *Goryachee gidroressovanie metallicheskikh materialov* (Hot hydro pressured metallic materials), Moscow, Mashinostroenie, 1977, 271 p.
22. Vaganov V.E., Kechin V.A., Evdokimov I.A. *Vestnik nauchno-tekhnicheskogo razvitiya*, 2010, no. 6(34), pp. 3-11.
23. D'yachenko S.S., Ponomarenko I.V., Zolot'ko V.A. *Fizicheskaya inzheneriya poverkhnosti*, 2009, vol. 7, no. 4, pp. 385-396.
24. Ioffe A.F. *Uspekhi fizicheskikh nauk*, 1928, vol. VIII, no. 4, pp. 441-482.
25. Baranov Yu.V. *Effekt A.F. Ioffe na metallakh* (Ioffe effect on metals), Moscow, MGIU, 2005, 140 p.
26. Baranov Yu.V., Sakhvadze G.Zh., Stolyarov V.V. *Vestnik nauchno-tekhnicheskogo razvitiya. Natsional'naya Tekhnologicheskaya Gruppya*, 2009, no. 2(18), pp. 7-18.
27. Latysh V.V., Kandarov I.V., Izmailova N.F., Polovnikov V.M., Salishchev G.A., Zherebtsov S.V. *Kuznechno-shampovochnoe proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem*, 2012, no. 8, pp. 18-25.
28. Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. *Ob'emnye nanostrukturnye metallicheskie materialy. Poluchenie, struktura i svoistva* (Bulk nanostructured metallic materials. Obtaining, structure and properties), Moscow, Akademkniga, 2007, 398 p.
29. Rudskoi A.I., Rudaev Ya.I. *Mekhanika dinamicheskoi sverkhplastichnosti alyuminiyevykh splavov* (Mechanics of dynamic superplasticity of aluminum alloys), St. Petersburg, Nauka, 2009, 218 p.
30. Mukhtarov Sh.Kh., Valitov V.A., Dudova N.R. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2004, vol. 7, no. 2, pp. 38-41.
31. Panin V.E., Panin A.V. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2005, vol. 8, no. 5, pp. 7-16.