

привести к росту  $L_p$ . В случае если дисперсионную фазу образует ПО, имеющий повышенную температуру плавления  $T_{пл}$ , то добавление к нему сравнительно небольших количеств более вязкого ПО с меньшей  $T_{пл}$  также может приводить к улучшению формуемости. Полученные данные свидетельствуют об отсутствии линейной зависимости между формуемостью и показателями реологических свойств (ПТР) полимерных расплавов.

**Выводы.** Установлено отсутствие линейной зависимости между формуемостью ПМ и показателями реологических свойств полимерных расплавов. В связи с этим, значения показателя текучести (или вязкости расплава) различных термопластов не могут использоваться для сравнительной оценки из формуемости.

Показано, что формуемость смесей термопластов в значительной степени определяется их фазовой структурой. Добавки высокоиндексного полимера, образующего дисперсную фазу в смеси, могут привести к существенному повышению  $L_p$ . Формуемость термопластов может быть существенно улучшена также введением малых количеств низкомолекулярных веществ, влияющих на механизм течения полимерного расплава в узких каналах технологической оснастки.

Полученные результаты использованы при практической реализации ЭПГ [2], в частности, при получении изделий типа пластиковый европоддон.

#### Литература

1. Герасименко, С.А. Анализ формуемости термопластов при экструзионно-прессовой переработке / С.А. Герасименко, С.С. Песецкий // *Материалы. Технологии. Инструмент.* – 2008. – Т. 13. – № 1. – С. 38 – 47.
2. Способ получения крупногабаритных пластмассовых изделий: заявка № 20060556 на пат. Респ. Беларусь / С.С. Песецкий, С.А. Герасименко, В.Н. Коваль.

УДК 620.186.4:669.14.018.25

### ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ НА ТЕХНОЛОГИЧЕСКУЮ ПЛАСТИЧНОСТЬ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ ЛЕДЕБУРИТНОГО КЛАССА

И.Н. Степанкин, И.А. Панкратов

УО «Гомельский государственный технический университет  
им. П.О. Сухого»

**Введение.** При изготовлении сложнопрофильного штампового и чеканочного инструмента довольно часто применяют технологию холодного выдавливания рабочей полости мастер-инструментом. Достоинствами

данного способа являются высокая точность формы и размеров гравюры и низкая шероховатость поверхности.

К недостаткам данного способа следует отнести необходимость создания высоких контактных нагрузок на деформируемой поверхности, что обусловлено повышенными твердостью и прочностью инструментальной стали. Для изготовления высоконагруженного инструмента, как правило, выбирают высоколегированные стали ледебуритного класса. В этом случае на процесс деформирования и локальную прочность поверхностного слоя гравюры значительное влияние оказывают ориентация текстуры металла заготовки, сформированная строчными скоплениями карбидных включений, и структура металлической матрицы [1].

В работе исследована технологическая пластичность инструментальной стали X12 в зависимости от ориентации текстуры заготовки.

**Объект и методики исследований.** Объектом исследования являлась сталь X12. Исследования проводили на кубических образцах, подвергаемых холодной деформации сжатием. Для подготовки металла к деформированию проводили циклический отжиг образцов.

Текстура материала изменялась по отношению к линии приложения нагрузки и составляла  $0^\circ$ ,  $15^\circ$ ,  $30^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $60^\circ$ ,  $75^\circ$ ,  $90^\circ$  (рис. 1).

Окончательную термообработку образцов проводили по следующим режимам: закалка от температуры  $970^\circ\text{C}$ , охлаждение в масле, отпуск при температуре  $180^\circ\text{C}$  в течение 1,5 ч.

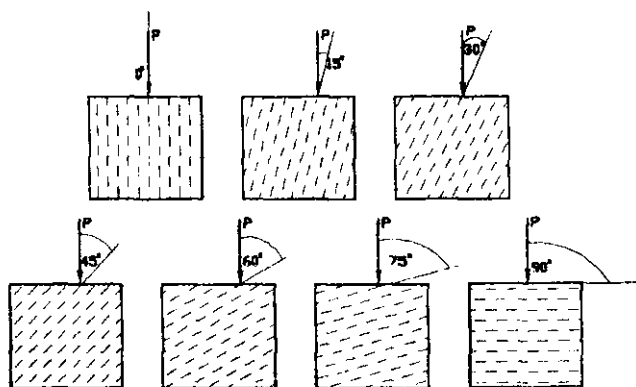


Рис. 1. Ориентация текстуры образцов из стали X12 по отношению к линии приложения внешней нагрузки

**Результаты экспериментов и их обсуждение.** Проведение насыщения с циклическим изменением температуры позволило задействовать эффект маятникового отжига, который обычно осуществляется для высоколегированных сталей с целью подготовки их структуры к холодной пластической деформации. Сформирована структура «зернистый перлит» и достигнута минимальная твердость металла [2]. Образцы с различной ориентацией текстуры отличались неодинаковой твердостью (рис. 2).



Рис. 2. Твердость образцов после циклического отжига

Наименьшая твердость отмечена у образцов, контактная поверхность которых представляла собой поперечный разрез заготовки. Угол между линией карбидных строчек и направлением приложения нагрузки составил  $0^\circ$  (см. рис. 1). По-видимому, карбидная фаза оказывала минимальное сопротивление внедрению индентора Бринелля, поскольку крупные продолговатые включения располагались вертикально. Очевидно, что сопротивление внедрению индентора (закаленного шарика диаметром 10 мм) в основном оказывала металлическая матрица, пластичность которой и определила в итоге интегральное значение твердости двухфазной системы первичные карбиды – матрица.

Наиболее высокая твердость отмечена в образцах с поперечным расположением осей первичных карбидов по отношению к линии приложения нагрузки индентирования. В этом случае площадь включения по отношению к поверхности индентора имеет максимальную величину.

Исследование технологической пластичности проводили деформированием образцов до появления в них начальных дефектов – микротрещин. Влияние ориентации текстуры материала на величину деформации, при которой возникают первые микротрещины, показано на рис. 3. Поперечная деформация исследованных кубических образцов после проведения циклического отжига составляет 23 – 42 %. Превышение указанных значе-

ний для исследованных случаев ориентации текстуры металла приводит к нарушению целостности образца.

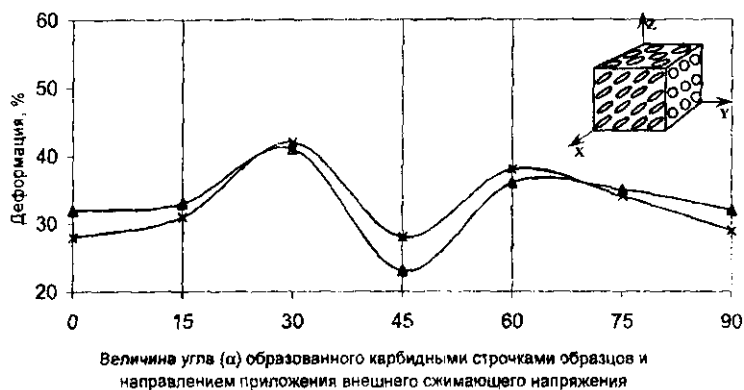


Рис. 3. Влияние ориентации текстуры стали X12 на величину предельной деформации после циклического отжига

Минимальная величина технологической пластичности 23 – 28 % наблюдалась в случае, когда ориентация карбидных створок по отношению к линии приложения внешнего сжимающего напряжения составляла 45 градусов. Это связано с ориентацией включений. Зона их границы с материалом матрицы является поверхностью скопления внутрикристаллических дефектов. Очевидно, что расположение такой области под углом 45 градусов к линии приложения внешнего поля сил создает наиболее благоприятные условия для протекания процессов внутрикристаллического скольжения. При этом различие в упругих характеристиках включения и материала матрицы не позволяет протекать совместной деформации обеих рассматриваемых фаз. Аналогичная ситуация рассмотрена в работе [3] при растяжении закаленных образцов из стали ледебуритного класса P6M5.

Достаточно низкая технологическая пластичность в случаях, когда ориентация карбидных створок совпадала с направлением действия внешнего поля сил и была к нему перпендикулярна, также обусловлена активным взаимодействием двух рассматриваемых фаз стали X12. При совпадении направления приложения внешнего сжимающего напряжения и линий карбидных створок карбидные включения, обладая высокой жесткостью, внедряются в материал матрицы, вызывая нарушение его целостности на границе карбид – матрица [4].

Деформирование образцов с поперечным расположением карбидных частиц вызывает перераспределение внешнего поля сил между телом включения и материалом матрицы. Максимальные по значению напряжения возникают в теле наиболее крупных включений [4, 5]. Карбидные частицы, расположенные перпендикулярно к линии приложения внешнего поля сил, разрушаются в результате интенсивного деформирования окружающего их материала матрицы и провоцируют зарождение начальных трещин. Момент возникновения микротрещин отражается на диаграмме сжатия образцов участком падения приложенного напряжения при неизменном приросте деформации (рис. 4). Форма кривых, отражающая зависимость действующего напряжения от величины деформации, идентична для всех рассмотренных случаев.

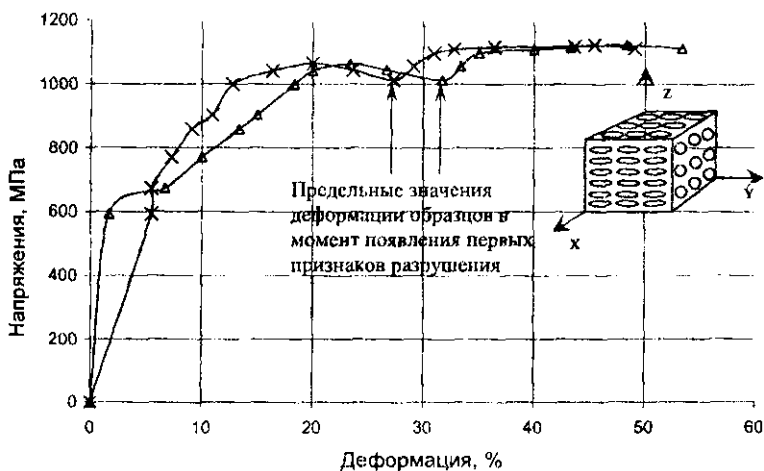


Рис. 4. Диаграмма сжатия образцов для случая перпендикулярного расположения карбидных стержней по отношению к линии приложения внешнего сжимающего напряжения (поперечные деформации вдоль оси  $Ox$  —  $x$ , вдоль оси  $Oy$  —  $\Delta$ )

Наиболее высокое значение технологической пластичности стали X12 получено в случаях, когда линии карбидных стержней с направлением приложения внешнего сжимающего напряжения образовывали углы 30 и 60 градусов. Деформация данных образцов на первой стадии проходила с изменением ориентации совокупности карбидных частиц, за счет течения матричного материала в их окрестности.

Образование начальных трещин во всех исследованных случаях происходило в пограничных областях между карбидными строчками и объемами матричного материала в результате несовместимости деформации перлита и карбидных скоплений (рис. 5).



Рис. 5. Начальные трещины в образце из стали X12 ( $\times 630$ )

После окончательной термообработки образцов, деформированных до предельного состояния и не разрушенных, получена твердость 51 – 53 HRC. Испытания сжатием показали, что окончательное разрушение металла по механизму хрупкого скола происходит при напряжениях 1900 – 2100 МПа. Существенных различий в механизме разрушения образцов во всех случаях ориентации текстуры металла по отношению к линии приложения внешней силы не выявлено. Зарождение начальных трещин и их рост происходят по плоскостям, ориентированным перпендикулярно к направлению действия главных деформаций, вызывающих расширение образца в плоскости  $XOY$  (рис. 6). В результате проведения окончательной термообработки различие между механическими свойствами матрицы и карбидных включений снижено, и разрушение металла происходит по механизму отрыва, а не скольжением.

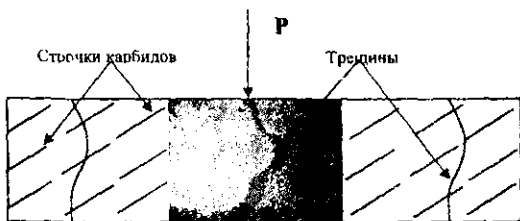


Рис. 6. Характер разрушения образцов, испытанных после закалки и низкого отпуска

**Заключение.** Механизм зарождения микротрещин в процессе предварительного деформирования стали Х12 определяется направлением текстуры материала. Наибольшая технологическая пластичность достигается в случае, когда текстура металла располагается под углом 30 и 60 градусов к линии приложения внешней силы. При этом степень предварительной деформации достигает порядка 40 %, что позволяет определить граничные условия для изготовления инструмента со сложным профилем формообразующей поверхности методом выдавливания.

#### Литература

1. Кенько, В.М. Износостойкость матриц холодновысадочной оснастки / В.М. Кенько, И.Н. Степанкин, А.И. Столяров // Трение и износ. – 1998. – Т. 19. – № 3. – С. 402 – 406.
2. Геллер, Ю. А. Инструментальные стали : справочник / Ю. А. Геллер. – М. : Металлургия, 1975. – 584 с.
3. Кенько, В. М. Механизм разрушения диффузионно-упрочненных карбидных слоев высоколегированных сталей ледобуритного класса / Современные проблемы машиноведения: тез. докладов VII Междунар. науч.-техн. конф. (науч. чтения, посвящ. П.О. Сухому), 23 – 24 окт. 2008 г / В.М. Кенько, И.Н. Степанкин. – Гомель: ГГТУ им. П.О. Сухого, 2008. – С. 70 – 71.
4. Кенько, В.М. К вопросу учета структурных особенностей инструментальных сталей при изготовлении матриц холодновысадочной оснастки / В.М. Кенько, И.Н. Степанкин // Литье и металлургия. – 2004. – № 4. – Минск : БНТУ. – С. 110 – 116.
5. Пигенко, В.А. Компьютерное моделирование напряженно-деформированного состояния системы включение – матрица при действии на материал сжимающих напряжений / В.А. Пигенко, И.Н. Степанкин // Новые функциональные материалы, современные технологии и методы исследования: тез. докл. Гомельской региональной молодежной конф. молодых ученых, Гомель, 30 – 31 окт. 2001 г. – Гомель: Институт механики металлополимерных систем В.А. Белого НАН Беларуси, 2001. – С. 108 – 111.

УДК 621.7:621.8

## ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА ПОСЛЕ ЕГО ГОРЯЧЕГО ВЫДАВЛИВАНИЯ

А.И. Покровский, И.Н. Хроль

*ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси», Минск;*

В.Л. Ковтун, Т. В. Рябченко

*ГНУ «Институт механики металлополимерных систем им. В.А. Белого НАН Беларуси», Гомель*

Структура деформированного чугуна достаточно необычна, многие относят его к новому классу гетерогенных машиностроительных материалов. За счет формирования такой структуры происходит существенное улуч-