

ИССЛЕДОВАНИЕ ТВЕРДОСТИ СЕРОГО ЧУГУНА В ПРИЛОЖЕНИИ К ПРОЦЕССУ РЕЗАНИЯ

Ю. А. РОЗЕНБЕРГ и А. К. БАЙКАЛОВ

(Представлено профессором доктором А. М. Розенбергом)

Обширной серией экспериментов [9, 10] было показано, что динамика процесса резания серого чугуна при точении и фрезеровании имеет много общего с обработкой пластичных материалов, сталей. Силы резания, усадка стружки, коэффициент трения, геометрия нароста изменяются в зависимости от параметров режима резания по типичным кривым, полученным при обработке сталей. В то же время чугун, являясь хрупким материалом, почти не упрочняется, не дает сливной стружки.

Для выяснения величины напряжений в плоскости сдвига и теоретического анализа процесса стружкообразования здесь трудно использовать такие важные характеристики, как усадка стружки и ее твердость. Косвенное определение усадки стружки по углу сдвига и расчет величины напряжений в плоскости сдвига подтвердили малую степень упрочнения чугуна. В связи с этим основной физико-механической характеристикой хрупкого металла может быть принята исходная твердость его. На основании этого была дана теоретическо-экспериментальная формула для расчета силы резания при обработке чугуна [9, 10].

Однако целый ряд вопросов оставался невыясненным. Поскольку чугун не наклепывался, то неясно, какова роль нароста и почему он способен резать и сохранять определенную геометрию. Требовалось более точно выяснить способность металла к наклепу, объяснить, почему твердость чугуна может характеризовать величину напряжения в плоскости сдвига. Помимо этого чугун, имеющий принципиально те же структурные составляющие, что и сталь, обладает по сравнению со сталью сильной истирающей способностью. Опытами было установлено, что стойкости инструмента из сплава ВК8, применяемые на практике (Т-60—240 мин.), лежат в узком температурном интервале (400—600°), значительно более низком, чем для сталей (700—800°). Несмотря на это, скорости резания чугуна в 3—4 раза ниже, чем скорости при резании сталей.

Для выяснения данных вопросов было проведено исследование структуры чугуна на образцах различной твердости, произведено измерение твердости различными методами при различных соотноше-

ниях нагрузки к диаметру шарика, определена микротвердость структурных составляющих, твердость нароста и элементов стружки.

Структура исследуемого чугуна

Структурные составляющие чугуна исследовались на 21 шлифе, вырезанном из различных болванок чугуна в интервале твердостей от 140 до 300 единиц по Бринеллю. Шлифы после доводки травились в 5-процентном растворе азотной кислоты в спирте, рассматривались и фотографировались на малом металлографическом микроскопе МИМ-6. С помощью фотографий и непосредственно на матовом стекле прибора определялся процентный состав составляющих структуры (ферритных и ледебуритных участков) путем вычерчивания контура зерен на кальке до заполнения правильной по площади фигуры (в основном четырехугольника). Для надежного определения процентного состава зерна вычерчивались с большой площади. Так, при оптическом увеличении $40\times 7,5\times$ контуры зерен собирались со 100 „прогонов“ полей зрения микроскопа.

Изучение шлифов показало, что в образцах имеется 3 структуры.

1. Структура с ферритно-перлитной основой при полном отсутствии ледебуритных зерен. Содержание феррита от 5 до 20 % (фиг. 1).

2. Структура с перлитной основой при полном отсутствии зерен феррита, но с небольшой частью ледебуритных зерен (меньше 0,2—0,5%) (фиг. 2).

3. Структура с перлитно-ледебуритной основой. Феррита нет, ледебурита от 0,5 до 4% (фиг. 3).

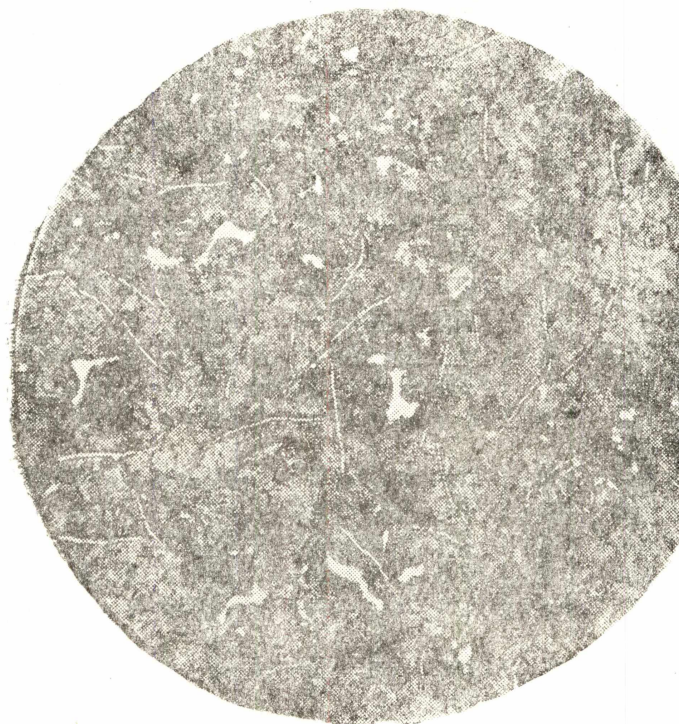
Перлит структуры также неоднороден. Он различается по величине зерен и их форме. В большинстве структур представлен крупно-



Фиг. 1

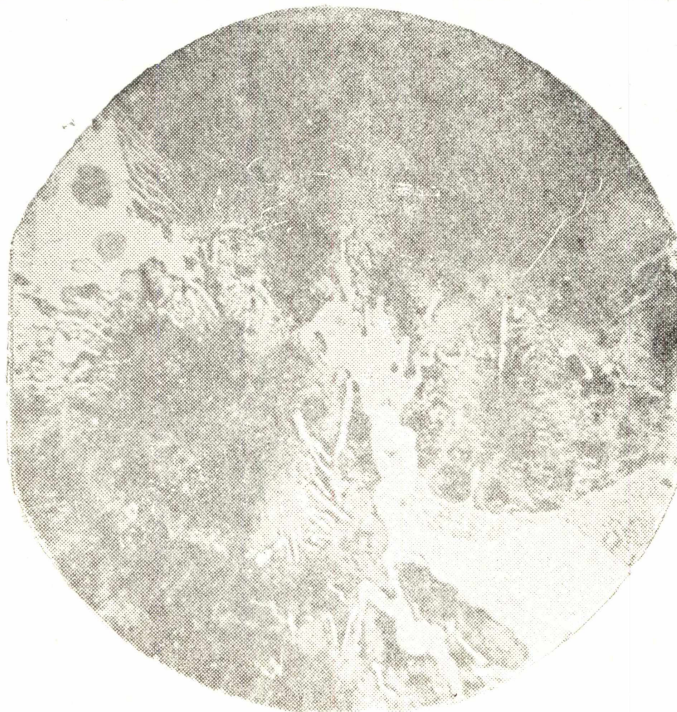
пластинчатый перлит, наряду с которым имелись структуры с мелкими завихренными пластинками перлита. У некоторых образцов в общей массе перлитной основы отдельными пятнами просматривались

участки с очень мелкими пластинками перлита, которые становились заметными лишь при увеличении больше 500^x. Как правило, эти участки отличались заметно повышенной твердостью.



Фиг. 2.

Ледебуритные зерна имели самую разнообразную форму и величину: от мелких отдельных включений более или менее правильной



Фиг. 3.

формы до сплошной сетки сложного контура, часть которой представлена на фиг. 3.

Большинство структур (18 из 21) имеет ледебуритные включения, т. е. относится к так называемому половинчатому чугуну, получающемуся в результате кристаллизации металла по смешанной схеме распада [14]. Весьма разнообразна картина графитовых включений. Величина графитовых включений изменялась в пределах от 2 до 5 баллов.

Сами графитовые включения неоднородны по величине и форме. Можно различить три разновидности графитовых включений: графитовые включения в виде макротрещин (с размерами щели: ширина 2—10 $\mu\text{м}$, длина до десятых долей мм), включения в виде микротрещин, расположенных между макротрещинами (размеры щели: ширина доли микрона, длина до десятка микрон) и отдельные глобулярные включения от долей микрона до десятков микрон. Обычно микротрещины на нетравленном шлифе не просматриваются и появляются после легкого травливания поверхностного слоя. Макро- и микротрещины нарушают целостность основы и создают почти сплошную сетку пустот, „разрыхляя“ структуру чугуна в целом.

В результате травления наиболее ярко выделяются в структуре ледебуритные зерна (в виде белых, неправильной формы участков с резкими границами), а также ферритные зерна, границы которых также более или менее четко очерчены и могут быть выделены из общего поля структуры. Перлитная составляющая тоже рассматривается в виде отдельных пластинок, но выделить границы отдельного зерна здесь невозможно. В силу этого перлитная основа представляет собой основной „серый“ фон структуры (по площади от 70 до 100%), на котором легко выделяются остальные составляющие.

Химический состав исследуемого чугуна был определен только для части образцов и находился в следующих пределах:

$$C_{\text{связ}} = 0,41 - 0,99 \% ; \text{Si} = 1,15 - 2,65 \% ; \text{Mn} = 0,25 - 0,76 \% .$$

Остальные составляющие не определялись.

Микротвердость структуры чугуна

Твердость отдельных составляющих структуры чугуна определялась на твердомере ПМТ-3 системы М. М. Хрущева и Е. С. Берковича при нагрузках $P = 20, 50, 100$ грамм. При внедрении пирамиды в металлическую основу, „разрыхленную“ макро- и микротрещинами графитовых образований, в объем отпечатка попадает некоторое количество графитовых включений, что, естественно, искажает результат замера в сторону уменьшения твердости по сравнению со сплошной массой структуры. Отдельно взятое измерение и даже ряд измерений в силу этого не могут дать надежный результат. Требуется делать несколько десятков отпечатков, чтобы получить стабильный результат. В связи с очень низкой твердостью графита кристаллизации ($H_v = 5 \text{ кг/мм}^2$), при измерении микротвердости, отпечатки в зоне графита или в непосредственной близости от него в счет не принимались. При такой методике измерения легко исключались из замера микрощели, хорошо заметные на шлифованной поверхности образца. Однако микрощели и микропоры, расположенные ниже поверхности измерения, неизбежно попадали в зону внедрения алмазной пирамиды и оказывали влияние на результат измерения. Очевидно, что при этом глубина внедрения пирамиды будет влиять на количество графитовых образований, попадающих в объем отпечатка.

М. М. Хрущев и Е. С. Беркович [12] рекомендуют размер отпечатка брать значительно меньших размеров, чем измеряемое зерно,

так, чтобы от отпечатка до границы зерна было не менее трех диагоналей. Эти рекомендации выдерживались нами при измерении твердости ферритных и ледебуритных зерен, границы которых в структуре четко очерчены. Что же касается перлитной основы, то методика измерения ее твердости была несколько иная и производилась с целью сравнения при трех нагрузках: $P=20, 50, 100$ грамм. Отпечатки в количестве 50—150 шт. наносились с равномерным шагом в 0,02—0,05 мм или на сплошной площади, исключая только графитовые включения, или в виде маршрута на длине 1—2 мм, включая графитовые образования. В последнем случае отпечатки в зоне графита при расчете усредненной твердости во внимание не принимались, а их число служило лишь мерой количественного учета графитовых включений.

Общая средняя твердость структуры в целом рассчитывалась по формуле:

$$H_{cp} = \frac{S_n \cdot H_n + S_{\phi} \cdot H_{\phi} + S_l \cdot H_l}{100}, \quad [\text{кг/мм}^2]. \quad (1)$$

Здесь S_n, S_{ϕ}, S_l —площадь в процентах перлита, феррита, ледебурита, H_n, H_{ϕ}, H_l —средняя твердость соответствующих составляющих структуры.

Формула (1) усредняет микротвердость измеряемого образца и дает те же результаты, что и определение макротвердости при внедрении индентора с большой площадью отпечатка. Отличие состоит в том, что при измерении средней микротвердости графитовые включения из замера исключались. Таким образом, усредненная микротвердость характеризует лишь твердость металлической основы структуры, в то время как макротвердость—структуру в целом.

Для выяснения влияния неметаллической части структуры на характеристику твердости было произведено сравнение результатов измерения твердости при различных площадях отпечатка, захватывающих в различной степени графитовые включения.

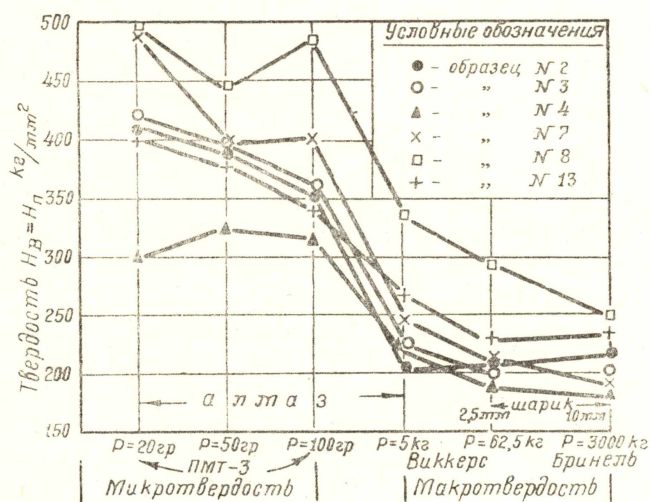
С этой целью использовался твердомер Виккерса (алмазная пирамида при $P=5$ кг, стальной шарик диаметром 2,5 мм при $P=62,5$ кг) и пресс Бринеля ($P=3000$ кг, стальной шарик $\varnothing=10$ мм). При измерении твердости диагональ отпечатка или диаметр отпечатка изменялись в очень широких пределах (диагональ от 0,008 до 0,7 мм, диаметр отпечатка от 0,6 до 4,5 мм). Сравнительные данные измерения микротвердости перлитной массы и микротвердости всей структуры представлены на фиг. 4.

График подтверждает большое влияние графитовых образований на результат измерения твердости, что выражается в существенной разнице твердости металлической основы (микротвердость) и твердость всей структуры (макротвердость), а также в тенденции снижения твердости по мере увеличения площади (глубины) внедрения индентора, так как при этом в зону отпечатка попадает относительно большее количество графитовых включений.

Таким образом, при исследовании вопросов износа и стойкости инструмента, которые будут определяться в основном истирающей способностью металлической основы, следует исходить из твердости, определяемой микроотпечатками с наименьшей глубиной внедрения индентора. Очевидно, отпечатки с нагрузкой $P=20$ грамм являются с этой точки зрения наиболее приемлемыми. Макротвердость же чугуна, в сильной степени зависящая от размеров и формы графитовых включений, не может быть надежной характеристикой истирающей способности металлической основы чугуна.

Разница в твердости металлической основы и структуры в целом очень существенна (изменение твердости в 2—2,5 раза) и тем больше, чем больше в структуре содержится графитовых включений. Так, для образца № 7, характеризующегося очень крупными графитовыми включениями (балл 2), твердость изменяется от 187 до 490 единиц, т. е. в 2,6 раза, в то время как для образца № 4, имеющего мелкие графитовые включения (балл 5), перепад твердостей составляет 180—310 единиц, т. е. всего в 1,7 раза.

Такая существенная разница в твердостях металлической основы и структуры в целом объясняет наблюдающуюся в экспериментах повышенную истирающую способность чугуна по сравнению со сталями.



Фиг. 4.

При одинаковой макротвердости чугуна и стали твердость металлической основы чугуна будет в 2—2,5 раза выше, что неизбежно вызовет при резании на скоростях одинаковой стойкости инструмента существенное занижение скорости резания при обработке чугуна. Естественно, что и температуры резания при этом у чугунов будут несколько ниже, чем у сталей. По сути дела резание чугуна одинаковой макротвердости со сталью эквивалентно резанию закаленных сталей. С этой точки зрения было бы целесообразно сравнить обрабатываемость чугунов и сталей с одинаковой твердостью металлической основы.

Для выяснения истирающей способности металлической основы чугуна был проведен эксперимент по точению некоторых чугунов с различной твердостью и структурой.

В целях проведения стойкостного эксперимента в пределах одной чугунной втулки, характеризующейся одинаковой структурой, был выбран следующий режим резания: $V=100$ м/мин, $t=2$ мм, $S=0,23$ мм/об. Критерий затупления был принят равным 1 мм. Резцы из сплава ВК8 затачивались со следующей геометрией:

$$\gamma=10^\circ, \alpha=10^\circ, \alpha_1=8^\circ, \varphi=45^\circ, \varphi_1=15^\circ, r=0,5 \text{ мм.}$$

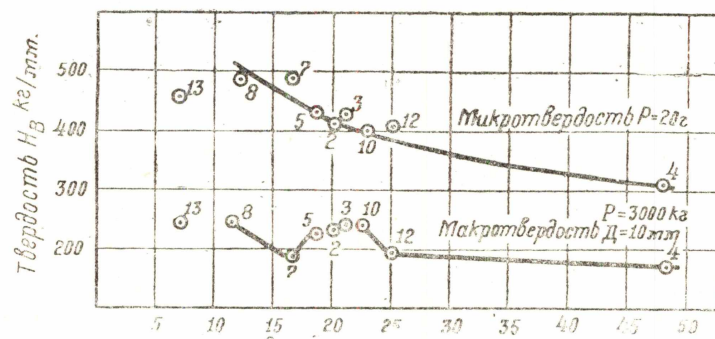
Результаты эксперимента по определению усредненной твердости металлической основы и ее влияния на стойкость твердосплавных резцов приведены в таблице.

Результаты эксперимента представлены на фиг. 5. Здесь стой-

Таблица 1

№ образца	Структура	Перлит	Ледебурит			Сред. тверд. H_{cp}	Тверд. по Бриггелю	$T_{1,0}, \text{ мин}$
		$S_p, \%$	H_p	$S_{л.}$	$H_{л.}$			
2	Перлит + графит + ледебурит	99,65	408	0,35	1150	412	230	20,0
3	— „ —	98,75	420	1,25	1200	430	240	21,0
4	— „ —	99,20	302	0,80	1035	310	180	48,0
5	— „ —	99,50	426	0,50	1100	430	225	18,5
7	— „ —	99,80	490	0,20	780	490	187	16,5
8	— „ —	99,00	488	1,00	970	489	243	12,0
10	— „ —	99,70	395	0,30	1200	400	241	23,0
12	— „ —	99,90	410	0,10	1150	410	199	25,0
13	— „ —	92,00	400	4,00	1350	454	244	6,8

кость инструмента связана с твердостью металлической основы (верхняя кривая) и с твердостью структуры в целом (нижняя кривая). Из фиг. 5 следует, что микротвердость металлической основы для большинства структур более или менее закономерно увязывается со стой-

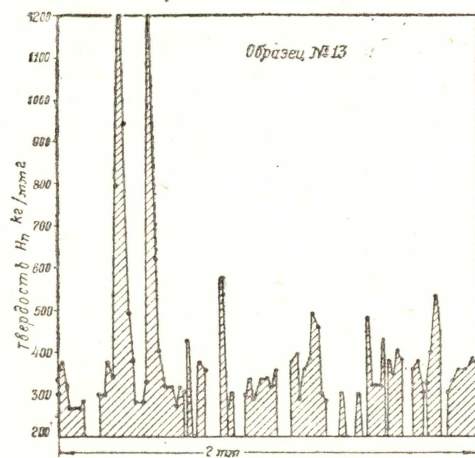


Фиг. 5.

костью инструмента и, по-видимому, характеризует изнашивающую способность чугуна. Макротвердость чугуна такой закономерности не дает. Экспериментальные точки для втулок № 7, 8 и 12, имеющих крупные графитовые включения, по твердости „провалились“. Однако для верхней кривой обрабатываемость структуры образца № 13 явно выпадает из общей закономерности. Его структура характеризуется большими отличиями от других образцов (рис. 3).

Для анализа характера изменения твердости металлической основы этого образца на фиг. 6 представлена его маршрутная твердость, которая существенно отличается от образцов 8, 4, 12, маршрутная твердость которых представлена на фиг. 7, 8. Здесь по вертикали отложены твердости единичных отпечатков, нанесенных с шагом 0,02 мм в количестве 50—100 шт. Провал индентора в графитовые включения на рисунках изображается нулевой твердостью.

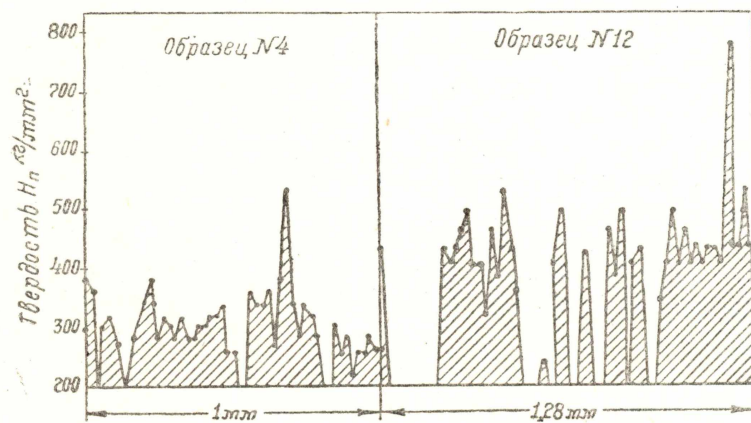
На основании фиг. 3, фиг. 6 и таблицы можно сделать вывод в том, что структура образца № 13 характеризуется более высоким содержанием ледебуритных участков большой твердости. ($H_{л.}=1200—1350 \text{ кг/мм}^2$) и очень большой неравномерностью твердости металлической основы. Так, твердость перлитной основы находится в преде-



Фиг. 6.



Фиг. 7.



Фиг. 8.

лах 300—400 единиц, однако на ее фоне имеются более или менее равномерно расположенные участки с повышенной ($H_n=500-580 \text{ кг/мм}^2$) твердостью, которые хорошо просматриваются под микроскопом как пятна с мелко завихренным и плохо разрешенным на пластинки перлитом. Кроме этого, вблизи ледебуритного зерна имеется зона, равная примерно площади зерна, с еще более высокой твердостью ($H_n=700-800 \text{ кг/мм}^2$). Учет всех этих отклонений твердости и суммирование их по формуле 1, дает усредненную твердость $H_{cp}=454 \text{ кг/мм}^2$. Этой твердости явно недостаточно для объяснения повышенной истирающей способности структуры.

Очевидно, что структуры с большим процентом содержания ледебурита, (25 % и выше) и с наличием участков высокой твердости, вкрапленных в „мягкую“ перлитную основу, не могут быть охарактеризованы, с точки зрения изнашивающей способности, усредненной твердостью. Для перлитных чугунов с малым содержанием ледебурита (1 % и меньше) и более стабильной твердостью металлической основы, усредненная микротвердость может быть принята как мера обрабатываемости.

Для окончательных выводов требуется накопление большего количества экспериментальных данных.

Зависимость сил резания от твердости чугуна

Величина твердости по Бринелю вводится в расчетные формулы для определения силы резания при обработке серого чугуна. Обычно эти формулы имеют эмпирический вид:

$$P_z = C \cdot H_B^n, \quad (3)$$

где значения n определяются по опытным данным и у различных исследователей имеют разные величины. Так, по данным Кроненберга [2]— $n=0,4$, по данным Беспрозванного [1]— $n=0,53$, по данным Даниеляна [4]— $n=0,55$, по нормативам 1950 г. [6]— $n=0,55$, по нормативам 1958 г. [8]— $n=0,4$. Причиной расхождения этих данных является неправильная методика определения связи между силами и твердостью, примененная вышеуказанными исследователями. Все исследователи определяли зависимость силы резания от твердости обрабатываемого чугуна при постоянной скорости резания и тем самым не учитывали влияния температуры резания на силы резания.

При увеличении твердости чугуна температура резания растет, (при условии постоянства остальных факторов режима резания) вследствие чего на силы резания оказывает влияние не только фактор изменения твердости, но и фактор изменения температуры. Поэтому единственно правильной методикой определения зависимости сил резания от твердости по Бринелю является методика определения этой зависимости при постоянной температуре.

При этом получается [10], что силы резания прямо пропорциональны твердости чугуна по Бринеллю, т. е. коэффициент $n=1$ и

$$P_z = C \cdot H_B. \quad (4)$$

Эта связь уже имеет некоторый физический смысл, так как, по данным ряда исследователей [9], измерение твердости путем вдавливания выявляет не какое-либо особое механическое свойство металла, а то же самое сопротивление пластическим деформациям, которое проявляется и при других видах пластических деформаций,—

растяжении, сжатии, кручении и т. д. Это же свойство должно проявляться и при резании, так как процесс резания представляет собой деформацию простого сдвига.

Базируясь на этом и на положении Давиденкова Н. Н. [3], о том, что в основе понятия твердости вдавливанием лежит напряжение, Л. А. Хворостухин [11] экспериментально установил единую зависимость между твердостью и напряжением при резании различных обрабатываемых материалов (сталь, медь, алюминий), а также показал, что эта зависимость справедлива и для других схем пластических деформаций (сжатие, растяжение, кручение)

$$\tau = 0,185 H_n, \quad (5)$$

где для процесса резания:

τ — касательное напряжение в плоскости сдвига,
 H_n — твердость снятой стружки, определенная прибором ТП алмазной пирамидой, при нагрузке в 5—10 кг.

Аналогичная зависимость между напряжением и твердостью была получена [10] и для серого чугуна как при резании, так и при сжатии

$$\tau = 0,18 H_B, \quad (6)$$

где H_B — твердость по Бринеллю исходного материала.

В то же время известно, что числовые выражения твердости по шарiku для данного образца зависят от величин нагрузки и диаметра шарика [7]. Поэтому для физического обоснования вышеприведенной связи между τ и H_B необходимо проверить правильность определения твердости серого чугуна при $P=3000$ кг и $D=10$ мм.

Для того, чтобы получить одинаковое число твердости по Бринеллю при шариках различных размеров, необходимо применять при испытании нагрузки, пропорциональные квадратам диаметров шариков. В данной работе была определена зависимость твердости H_B — серого чугуна от отношения $\frac{P}{D^2}$. Различные значения этого отношения по-

лучались за счет изменения нагрузки от 187,5 до 13500 кг при постоянном диаметре шарика в 10 мм. Для сравнения испытанию подвергался не только серый чугун, но и сталь 45 и ковкий чугун.

Результаты испытаний приведены на фиг. 9. Из этой фигуры видно, что численное значение твердости серого чугуна действительно зависит в сильной степени от отношения $\frac{P}{D^2}$. С увеличением отно-

шения $\frac{P}{D^2}$ твердость первоначально резко возрастает, затем в широком диапазоне изменений $\frac{P}{D^2}$ остается постоянной, а затем падает.

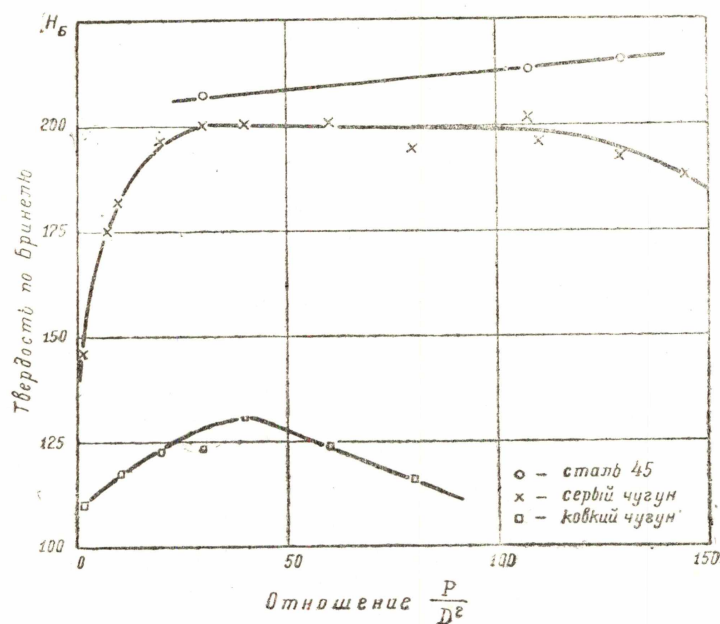
Падение твердости при высоких значениях $\frac{P}{D^2}$ сопровождалось появлением вокруг отпечатков мелких трещин. При $\frac{P}{D^2} = 25—105$ чис-

ленное значение твердости постоянно, максимально и по Мейеру соответствует предельному числу твердости по шарiku, которое в соответствии с [7] не зависит от диаметра применяемого шарика. Сле-

довательно, применяя при испытаниях $\frac{P}{D^2} = 30$, мы получали предельное значение твердости.

Как видно, из фиг. 9, предельное значение твердости для ковкого чугуна получено при $\frac{P}{D^2} = 35-40$ и для стали 45 предела вообще не получено.

Н. Н. Давиденковым [3] было выдвинуто предложение о косвенном определении различных механических свойств из испытаний на твердость. Это предложение получило в последние годы широкое



Фиг. 9.

развитие в работах советских ученых. Так, М. П. Марковец [5] установил связь между твердостью при вдавлении шарика и пределом прочности при растяжении для различных металлов, в том числе и для чугуна. Он показал, что при определении этой связи необходимо, чтобы степени деформации при определении твердости и при растяжении совпадали. В этом случае

$$\sigma_B = 0,33 H_B. \quad (7)$$

Так как для серого чугуна степень деформации при растяжении значительно ниже, чем при измерении твердости, то эта связь для него выглядит по другому:

$$\sigma_B = 0,15 H_B. \quad (8)$$

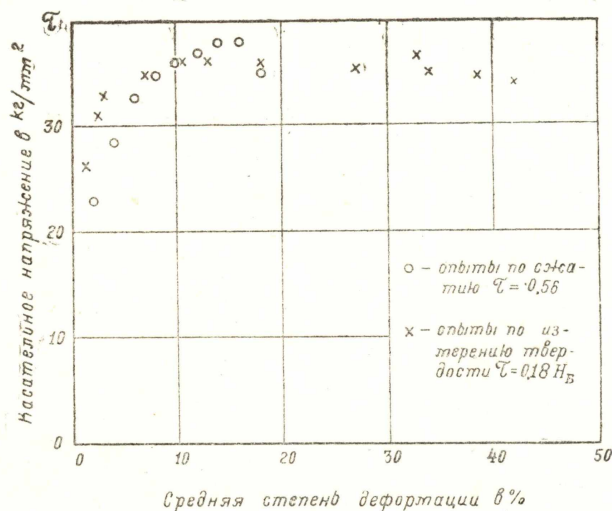
Это получилось вследствие того, что нельзя для столь неоднородного материала, как серый чугун, определять связь между твердостью по Бринеллю и пределом прочности при растяжении. Твердость по Бринеллю для чугуна является макротвердостью, в которую входят твердости всех составляющих чугуна, в том числе и твердость графитовых включений. При испытании на растяжение чугуна его предел прочности определяется прочностью не всех его составляющих. В частности, выпадает прочность графитовых включений, и поэтому

достижимые степени деформации при растяжении серого чугуна очень малы.

В связи с этим, по нашему мнению, необходимо искать связь между твердостью и пределом прочности при сжатии, а не при растяжении. При определении твердости и сжатии чугуна достижимые степени деформации примерно равны и чугун как неоднородный материал, очевидно, ведет себя при этом одинаково.

Марковец подробно исследовал деформации, получаемые на поверхности лунки при вдавливании шарика. Им показано, что степень деформации на поверхности лунки распределена неравномерно, и была построена экспериментальная кривая, показывающая связь средней степени деформации в лунке ψ_{cp} с отношением диаметра лунки d к диаметру шарика D . На основании опытов и данных этой связи нами была определена зависимость ψ_{cp} от отношения $\frac{P}{D^2}$ для различных металлов.

Пользуясь этой зависимостью и проведенными опытами по сжатию чугуна, мы построили график (фиг. 10), связывающий начальные напряжения со средней деформацией при измерении твердости и при



Фиг. 10.

сжатии. Касательные напряжения определялись при сжатии как $\tau = 0,5 \sigma$ и при измерении твердости как $\tau = 0,18 H_B$.

Как видно из фиг. 10, величины касательных напряжений, определенных при измерении твердости и при сжатии чугуна, при равных степенях деформации, хорошо совпадают, особенно при $\psi_{cp} \geq 8\%$. При $\psi_{cp} \geq 8\%$ нормальное напряжение σ является уже пределом прочности чугуна при сжатии и связь между σ и H_B определяется по формуле

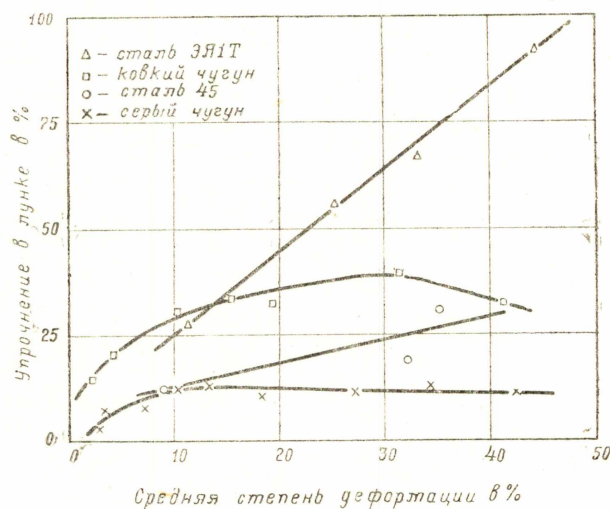
$$\sigma = 0,36 H_B. \quad (9)$$

Эта связь по своему численному коэффициенту аналогична связи, установленной Марковцем для сталей и других материалов. Так как при резании степени деформации больше 8% и процесс резания идентичен процессу сжатия, т. е. при этом свойства чугуна определяются предельной (максимально достижимой) величиной его макротвердости, то полученная зависимость между напряжением и твердостью (6) яв-

ляется не случайной. Следовательно, напряжения при резании и силы резания должны быть прямо пропорциональны твердости чугуна по Бринелю, определенной при $\frac{P}{D^2} \geq 25$.

При выводе зависимости (6) для чугуна бралась его первоначальная твердость, а не твердость стружки, так как предполагалось, что чугун является металлом, не подверженным упрочнению. Очевидно, способность чугуна к упрочнению необходимо было проверить. Упрочняемость серого чугуна исследовалась методом измерения твердости. Производилось вдавливание шарика $D=10$ мм под различной нагрузкой. При этом получались различные отношения $\frac{P}{D^2}$ и $\frac{d}{D}$

и, следовательно, различные степени деформации в лунке. Затем производилось измерение твердости поверхностей этих лунок на приборе Виккерса шариком $D=2,5$ мм под нагрузкой $P=62,5$ кг. При этих же условиях определялась и исходная твердость материала. Сравнение исходной твердости с твердостью поверхностей лунок позволяло определить степень повышения твердости, т. е. степень упрочнения. На фиг. 11 показаны зависимости упрочнения в лунке от средней степени деформации в лунке для различных металлов. Как видно из этой фигуры, максимальное упрочнение серого чугуна равно 10—12 % и достигается при средней степени деформации $\psi_{ср}=10$ %, а при дальнейшем увеличении $\psi_{ср}$ остается неизменным. Следовательно, при условиях измерения твердости, близких к условиям всестороннего сжатия, максимальное упрочнение чугуна составляет не более 10—12 %. При резании мы имеем в основном плоскую схему деформации, далекую от условий всестороннего сжатия, и, следовательно, при этом упрочнение чугуна будет еще меньше и им можно пренебречь.



Фиг. 11.

Из фиг. 11 также видно, что максимальное упрочнение ковкого чугуна составляет 38 %, а для сталей 45 и ЭЯ1Т предела упрочнения не установлено, что соответствует действительности и обосновывает правильность выбранной нами методики определения упрочнения.

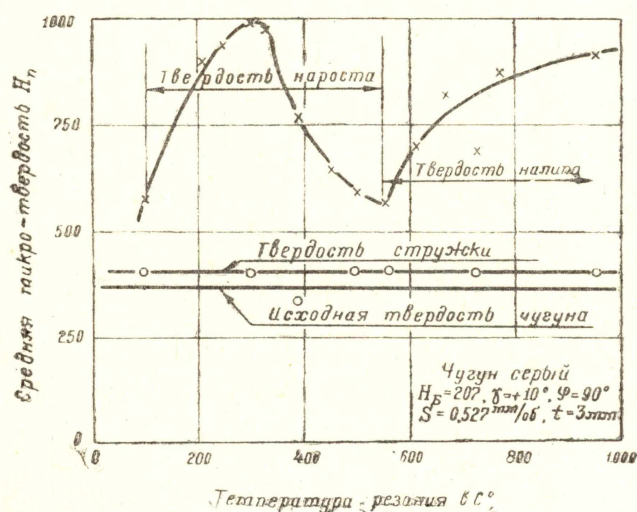
Твердость нароста, налива и стружки и сравнение их с исходной твердостью чугуна

Определение твердости нароста имеет большое значение для исследования наростообразования и определения роли нароста в процессе резания. Измерение твердости нароста при резании сталей производится на шлифах, полученных при помощи приспособления „падающий резец“. Такой метод при резании чугуна, в силу его хрупкости, применить невозможно. Поэтому измерение твердости наростов

при резании чугуна в данной работе осуществлялось непосредственно на резце. Твердосплавная пластинка вместе с наростом после вывода из под стружки вынималась из державки и помещалась на стол твердомера ПМТ-3. В связи с малыми размерами нароста было возможно измерить только его микротвердость. Для надежности измерений на каждом наросте делалось 10—12 отпечатков под нагрузкой 20, 50, 100 г. На фиг. 12 показана зависимость микротвердости нароста от температуры резания на передней грани инструмента. На этой же фигуре показана микротвердость налива, стружки и исходного материала. Для определения микротвердости у стружки ее элементы запрессовывались в деревянные бруски и подвергались тщательному шлифованию и полировке. Определение микротвердости исходного материала чугуна производилось маршрутным методом (по 25 отпечатков под нагрузкой 50 и 100 г). При измерении графитовые образования исключались.

Как видно из фиг. 12, микротвердость нароста и налива с увеличением температуры резания изменяются по определенному закону.

С ростом температуры микротвердость нароста резко возрастает и достигает максимума при температуре 300°. Максимум твердости нароста соответствует максимальной величине переднего угла нароста.



Фиг. 12.

сти налива на передней грани, т. е. $H_n = 800—1000$.

Измерение микротвердости стружки показало, что ее микротвердость не зависит от режимов резания и превышает исходную микротвердость чугуна на 5—8 % (фиг. 12). В то же время, как это было показано ранее, максимальное значение твердостей нароста и налива в 2,5—3 раза выше исходной микротвердости чугуна. Такие высокие твердости, очевидно, можно объяснить или тем, что в структуре нароста и налива основной составляющей является самая твердая составляющая чугуна — ледебуритные включения, имеющие твердость $H_n = 800—1400$, или условиями образования нароста и налива (высокие давления и температуры), при которых возможны большие упрочнения отдельных составляющих чугуна (феррита и перлита) или даже структурные превращения. Твердость же стружки, превышающая исходную твердость чугуна на 5—8 %, возможно, является результатом все-таки наличия упрочнения в процессе резания. Очевидно,

При этом микротвердость нароста достигает очень большой величины $H_n = 900—1000$. С дальнейшим ростом температуры твердость нароста уменьшается и достигает минимума при температуре 550°, при которой нарост исчезает. Микротвердость налива с увеличением температуры растет и при температурах 800—1000° достигает величин $H_n = 800—1000$. При этих температурах на задней грани инструмента образуется нарост в виде длинных локонов с твердостью, равной твердо-

для того, чтобы дать полное объяснение этим явлениям, необходимо провести исследования возможности упрочнения отдельных составляющих серого чугуна.

Выводы

Серый чугун по своему составу является неоднородным материалом, включающим в себя металлическую основу и неметаллические графитовые включения. В связи с этим его механическими характеристиками должны являться как макротвердость, так и микротвердость отдельных его составляющих. При определении связи между этими характеристиками и явлениями, происходящими при резании чугуна, необходимо разделять твердость металлической основы чугуна и общую (суммарную) твердость структуры в целом, так как в процессе износа инструмента истирающая способность чугуна определяется структурными составляющими металлической основы, а при стружкообразовании на первый план выступают прочностные характеристики структуры в целом.

Базируясь на этих положениях, авторы получили зависимости между стойкостью инструмента и микротвердостью чугуна, между силами резания и макротвердостью чугуна, определили возможное упрочнение чугуна в макрообъеме и произвели определение твердости на раста, налива и стружки по сравнению с исходной твердостью чугуна.

ЛИТЕРАТУРА

1. Беспрозванный И. М. Основы теории резания металлов, Машгиз, 1950.
2. Глебов С. Ф. Теория наивыгоднейшего резания металлов. Госмашметиздат, 1933.
3. Давиденков Н. Н. Некоторые проблемы механики материалов. Ленинград, 1943.
4. Даниелян А. М. Резание металлов и инструмент. Машгиз, 1950.
5. Марковец М. П. Построение диаграмм истинных напряжений по твердости и технологической пробе. Журнал технической физики, том XIX, 1949.
6. Министерство станкостроения СССР—Режимы скоростного резания металлов, Машгиз, 1950.
7. О'Нейль Г. О. Твердость металлов и ее измерение. Металлургиздат, 1940.
8. Режимы резания черных металлов инструментом, оснащенным твердым сплавом, Машгиз, 1958.
9. Розенберг А. М., Еремин А. Н. Элементы теории процесса резания металлов. Машгиз, 1956.
10. Розенберг Ю. А. Исследование процесса резания серого чугуна, диссертация, 1952.
11. Хворостухин Л. А. Расчет сил при скоростном резании на основе физико-механических характеристик металлов, диссертация, 1953.
12. Хрущев М. М., Беркович Е. С. Приборы ПМТ-2 и ПМТ-3 для испытания на микротвердость, 1950.
13. Фельдштейн Э. И. Обрабатываемость сталей, Машгиз, 1953.
14. Фукс С. И. Термическая обработка чугуна. Машгиз, 1954.