

Э. И. ВРЖАЩ,
кафедра технологии металлов и дерева

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА СВОЙСТВА ЦИАНИРОВАННОГО СЛОЯ СТАЛИ 20

Стойкость режущего инструмента зависит от свойства поверхностного слоя его режущих кромок. Чем меньше хрупкость слоя, выше его механическая прочность и твердость, тем выше стойкость режущего инструмента.

Производственные испытания разверток, изготовленных из сталей 20 и У12А, подвергнутых высокотемпературному газовому цианированию, показали, что их стойкость оказалась более высокой в сравнении со стойкостью нецианированных разверток, изготовленных из инструментальных углеродистых сталей [1, 2, 3].

Многие авторы [4, 5, 6, 7, 8] считают, что высокое сопротивление истиранию и повышенную теплостойкость цианированного слоя по сравнению с цементованным, можно объяснить тем, что находящийся в твердом растворе азот значительно увеличивает стойкость закаленного цианированного слоя против отпуски.

Однако непосредственных исследований с целью более полного изучения этого положения в настоящее время проведено совершенно недостаточно.

Цель настоящей работы заключалась в выяснении влияния азота и температуры отпуска на стойкость цианированного слоя стали 20.

Методика исследования

Из стали 20 были изготовлены образцы, которые подвергались цианированию при температуре процесса $825\text{--}850^\circ$ и времени выдержки, равной трем часам. Химический состав стали: $C = 0,25\%$; $Si = 0,35\%$; $Mn = 0,49\%$; $P = 0,025\%$; $S = 0,047\%$.

Цианирование проводилось на установке «ИСХИ-2» [3].

Закалка проводилась непосредственно в воду.

Отпуск в интервале температур $150\text{--}500^\circ$ осуществлялся в соляных ваннах различного состава; при температуре 100° — в кипящей воде.

Длительность отпуска 1 час. Охлаждение на воздухе.

Из отпущенных образцов изготавливались микрошлифы, на которых проводились исследования на твердость, микротвердость, глубину и микроструктуру цианированного слоя.

Исследования и их результаты

Структура цианированного слоя определяется в первую очередь содержанием в слое азота и углерода, которое зависит от многих факторов (температуры и длительности процесса, состава газовой фазы, условий охлаждения и т. д.).

Тем не менее, при различных режимах процесса наблюдается постепенное снижение количества углерода и азота в слое по мере удаления от его поверхности к сердцевине.

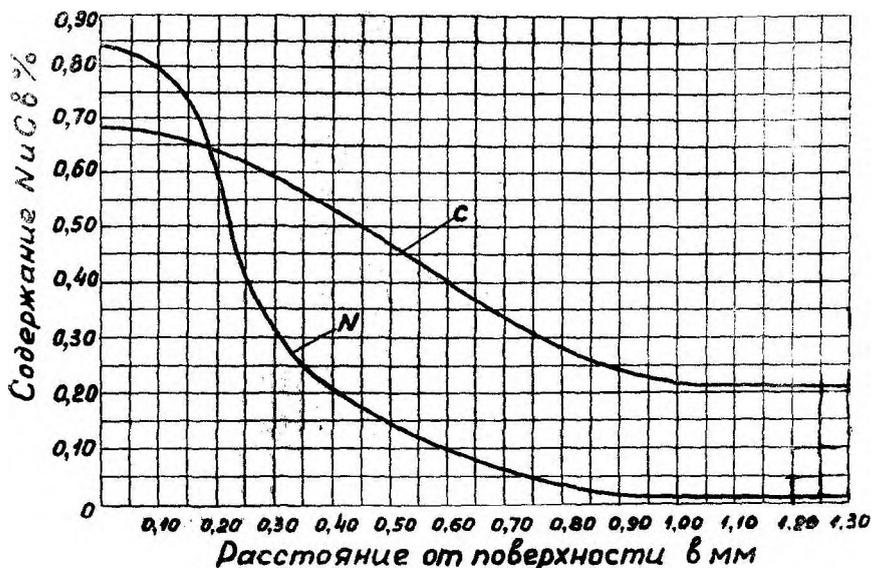
При этом содержание азота в слое уменьшается значительно быстрее, чем углерода [8].

На фиг. 1 представлены кривые содержания азота и углерода в цианированном слое стали 20, обработанной при исследуемых режимах [9].

Как видно из графика, на поверхности слоя находится большее содержание азота (около $0,85\%$), чем углерода ($0,68\%$). Однако по мере удаления от поверхности в глубь слоя содержание азота резко падает, в то время как уменьшение количества углерода в слое происходит равномерно. На глубине слоя, равной $0,50$ мм, содержание азота равно всего лишь $0,15\%$, в то время как количество углерода в слое достаточно высоко ($0,47\%$).

Структура закаленного цианированного слоя на глубине до $0,30$ мм состояла из мелкоигольчатого азотистого мартенсита и некоторого количества остаточного аустенита. В переходной зоне глубиной до $0,25$ мм, наблюдались хорошо

травящийся среднегольчатый мартенсит и троостит, плавно переходящий к феррито-перлитной структуре сердцевины (фиг 2).



Фиг. 1. Содержание азота и углерода в цианированном слое стали 20.

Глубина цианированного слоя равнялась 0,55 мм при твердости после закалки $R_c = 62$.

Изменения твердости и микротвердости закаленного цианированного слоя в зависимости от температуры отпуска

Сложная природа явлений, происходящих в структуре стали, при отпуске была вскрыта многочисленными работами советских исследователей [10, 11, 12, 13, 14].

Согласно данным Курдюмова Г. В. [10] нагрев высокоуглеродистых сталей до 100° сопровождается некоторым повышением твердости.

С дальнейшим повышением температуры наблюдается прямолинейная зависимость падения твердости в интервале температур от 100° до 250° .

У высокоуглеродистых сталей, в районе температур превращения остаточного аустенита в отпущенный мартенсит



Фиг. 2. Микроструктура закаленного цианированного слоя стали 20.

(200—250°), наблюдается тенденция к увеличению твердости.

На фиг. 3, 4 и 5 даны графики изменения твердости и микротвердости закаленного цианированного слоя стали 20 в зависимости от температуры отпуска и содержания азота в слое.

Кривые показывают, что в закаленном цианированном слое, глубиной 0,50 мм, с содержанием азота от 0,85% до 0,15%, при отпуске в интервале температур от 100° до 500°, протекают изменения в общем сходные с изменениями, наблюдаемыми в структуре отпускаемой высокоуглеродистой стали.

Однако твердостные и температурные точки у отпущенного цианированного слоя оказались несколько смещенными в сторону их увеличения.

При температуре отпуска, равной 100°, твердость цианированного слоя увеличилась (фиг. 3). Увеличилась также и его микротвердость (фиг. 4 и 5).

Анализируя кривые изменения микротвердости цианированного слоя на его различной глубине (0,10; 0,20; 0,30; 0,40; 0,50 мм) в зависимости от температуры отпуска и количества азота в слое (фиг. 5), можно сделать вывод, что увеличение микротвердости при 100° наблюдалось только на глубине слоя до 0,20 мм (кривые 1 и 2), где содержание азота и углерода оказалось примерно равным 0,60% (фиг. 1). На глубине слоя 0,30 мм, содержащем азота 0,30% (кривая 3), увеличение микротвердости обнаружено не было.

С дальнейшим повышением температуры отпуска твердость цианированного слоя падает. При этом до 200° наблюдается плавное снижение кривой.

Интервал же температур от 200 до 250°, в сравнении с высокоуглеродистой сталью, отличается более интенсивным падением твердости. И, наконец, при температуре 300° наблюдается существенное увеличение твердости и микротвердости цианированного слоя.

Увеличение твердости цианированного слоя при температуре отпуска 300°, против 200—250° для углеродистых сталей, дает основание сделать предположение, что одновременное насыщение поверхности стали углеродом и азотом несколько смещает вверх точку начала мартенситных превращений и расширяет район температур превращения легированного азотом достаточного аустенита.

Дальнейшее снижение твердости, при температуре отпуска выше 300°, можно объяснить дораспадом твердого раствора, коагуляцией карбидов и снятием напряжений.

При температуре, равной 500°, у цианированного слоя вновь наблюдается повышение его твердости и микротвердости.

Влияние азота на стойкость цианированного слоя против отпуска

На основании анализа графика, приведенного на фиг. 4б ясно, что повышенное содержание азота в цианированном слое (кривые 1—5) увеличивает его стойкость против отпуска.

Так, например, на глубине слоя 0,10 мм (кривая 1) содержание азота равнялось 0,80%. Микротвердость слоя при температуре 100° составляла 1214 кг/мм², что соответствует 63 единицам по Роквеллу.

На глубине слоя 0,20 мм, содержащем азота 0,60%, микротвердость уменьшилась до 1150 кг/мм² (кривая 2). В слое

же, содержащем всего 0,30% азота (кривая 3), микротвердость упала до 950 кг/мм².

По всей глубине цианированного слоя (0,50 мм) при температуре отпуска 300 и 500° наблюдалось резкое повышение микротвердости, что и привело к возрастанию твердости при этих температурах (фиг. 3).

На основании твердостных и микротвердостных данных, полученных при исследовании, очевидно, что при температурах 300 и 500° должно наблюдаться снижение ударной вязкости цианированного слоя и что цианированный слой, подобно легированным сталям, при этих температурах приобретает отпускную хрупкость. Это можно объяснить наличием в цианированном слое повышенного количества азота, который по данным Г. В. Курдюмова и Р. И. Энтина [13], относится к элементам, усиливающим восприимчивость стали к отпускной хрупкости.

Исследования показали, что район температур около 300° является опасным для отпуска цианированного слоя стали 20.

Следовательно, режущий инструмент, изготовленный из конструкционных сталей цементуемого типа, подвергнутый газовому цианированию, целесообразно эксплуатировать при таких режимах резания, при которых их режущие кромки не подвергаются действию температур выше 250°.

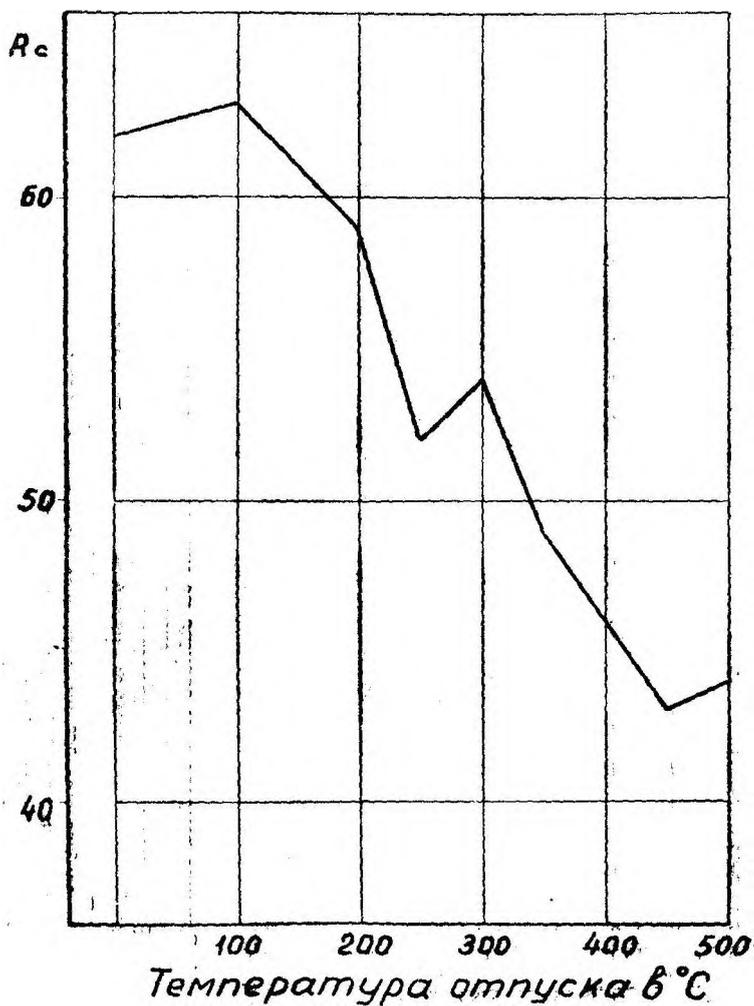
Точка пересечения прямых I—Ia (фиг. 5) указывает на то, что температура отпуска цианированного слоя не должна превышать 250°. Режущие инструменты, которые по характеру выполняемой ими работы должны иметь высокую твердость, следует отпускать при температуре не выше 200° (фиг. 3).

Для деталей машин, работающих на истирание, допускается такой режим работы, при котором температура на их рабочей поверхности не превышала бы 350—400° (на фиг. 4б точка пересечения прямых II и IIa), что соответствует микротвердости в 650 кг/мм² и сорбитно-трооститной структуре.

Выводы

Проведенное исследование дает основание сделать следующие выводы:

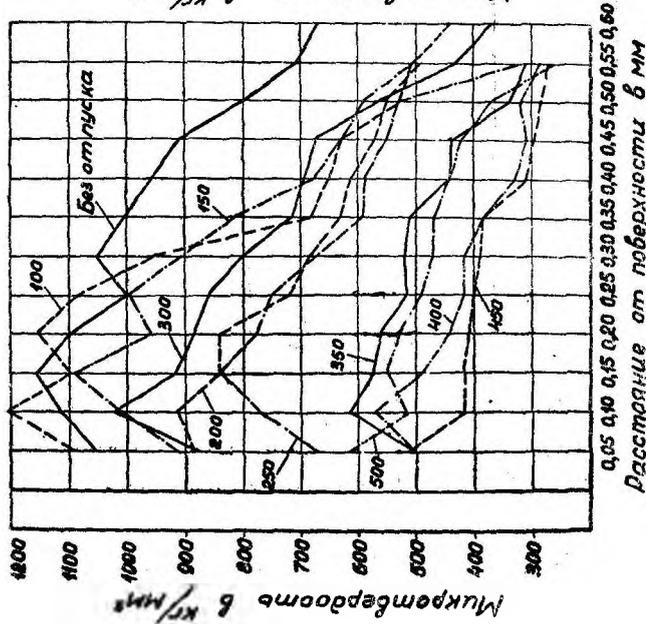
1. Характер изменений, происходящих в закаленном цианированном слое, подвергнутом отпуску в интервале темпе-



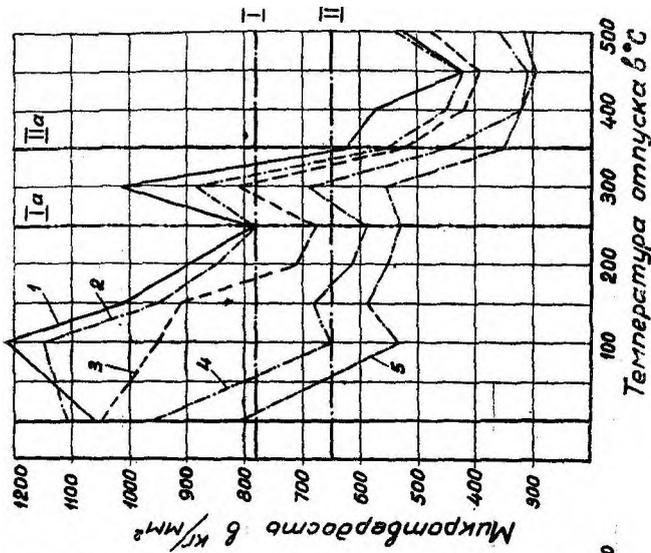
Фиг. 3. Влияние температуры отпуска на твердость закаленного цианированного слоя стали 20.

ратур от 100 до 500°, сходен с изменениями, наблюдаемыми в закаленных высокоуглеродистых сталях, отпущенных при этих температурах.

2. Азот повышает стойкость цианированного слоя против отпуска.



Фиг. 4. Влияние температуры отпуска на микротвердость закаленного цинкованного слоя.



Фиг. 5. Зависимость микротвердости закаленного цинкованного слоя стали 20, от температуры отпуска и количества азота в слое:

- 1 — глубина слоя 0,10 мм, количество азота в слое — 0,80%;
- 2 — глубина слоя 0,20 мм, количество азота в слое — 0,60%;
- 3 — глубина слоя 0,30 мм, количество азота в слое — 0,20%;
- 4 — глубина слоя 0,40 мм, количество азота в слое — 0,20%;
- 5 — глубина слоя 0,50 мм, количество азота в слое — 0,15%.

3 Цианированный режущий инструмент, изготовленный из стали 20, можно эксплуатировать в условиях, когда температура на их режущих лезвиях не превышает 250°.

4 Цианированные детали машин, работающие на износ, могут эксплуатироваться при более высоких температурах (350—400°).

ЛИТЕРАТУРА

1. Островский И. М., Вржаш Э. И., Селянцев Г. М. Производственные испытания режущих инструментов «Изв. ИСХИ», 1958, вып. IX.

2. Островский И. М., Вржаш Э. И., Тарнопольский К. С., Браунер С. М. Газовое цианирование на механическом заводе. «Технико-экономический бюллетень», Иркутск, 1959, № 3.

3. Островский И. М., Вржаш Э. И., Селянцев Г. М., Чусов В. А. Возможности промышленного применения газового цианирования. «Технико-экономический бюллетень», Иркутск, 1958, № 3.

4. Чириков В. Т. Газовое цианирование конструкционных сталей. М., Машгиз, 1949.

5. Просвирин В. И. и Грибоедов Ю. Н. Высокотемпературное газовое цианирование инструментальных сталей. «Сб. ЦНИИТ-МАШ», 1954, № 64, М., Машгиз.

6. Калинин А. Т. Новый углеродоазотистый бессажистый карбюризатор — триэтаноламин. М., НИИТАавтопром (отдел технической пропаганды), 1958.

7. Дружинина Е. Н. Исследование процесса низкотемпературного газового цианирования. «Сб. МВТУ», 1955, № 41, М., Машгиз.

8. Гуляев А. П. Термическая обработка стали. М., Машгиз, 1953.

9. Островский И. М. Исследования цианированных напильников, изготовляемых из стали 20. Автореферат, М., 1955.

10. Курдюмов Г. В. К теории закалки и отпуска стали. «Сб. научных докладов секции металловедения и термической обработки», М., Издание ВНИТО металлургов, 1940.

11. Курдюмов Г. В. Применение рентгеноструктурного анализа для исследования отпуска закаленной стали. «Труды II совещания по применению рентгеновских лучей к исследованию материалов», ЛОНИТО-МАШ, 1949.

12. Курдюмов Г. В. и Ослон Н. Структура отпущенного мартенсита и процесса отпуска закаленной стали. «Журнал технической физики», 1939, № 9.

13. Курдюмов Г. В. и Энтин Р. И. Отпускная хрупкость конструкционных сталей, М., Металлургиздат, 1945.

14. Садовский В. Д. и Чупрова И. П. Влияние легирующих элементов на ударную вязкость конструкционных сталей и явления хрупкости при отпуске. «Труды ин-та металлофизики металлургии». Уральский филиал АН СССР, вып. 6, 1945.