

Настоящее изобретение касается металлургии, в частности, нержавеющей стали ферритной структуры с улучшенной обрабатываемостью, используемой преимущественно в области обработки на прутковом токарном автомате.

Нержавеющими сталями называют сплавы железа, содержащие, по крайней мере, 10,5% хрома.

В состав сталей вводят другие элементы, чтобы модифицировать их структуру и их свойства. Известны четыре типа семейств нержавеющих сталей, дифференцированных по их структуре, это:

- нержавеющие стали с мартенситной структурой;
- нержавеющие стали с аустенитной структурой;
- нержавеющие стали с аустено-ферритной структурой;
- нержавеющие стали с ферритной структурой.

Ферритные нержавеющие стали (или, что то же самое, нержавеющие стали ферритной структуры) характеризуются определенным составом, причем ферритная структура особенно обеспечивается после прокатки и охлаждения сплава путем термообработки отжигом, которая придает им вышеуказанную структуру.

Из четырех больших семейств ферритных нержавеющих сталей, определяемых особенно в зависимости от содержания в них хрома и углерода, можно назвать:

- нержавеющие ферритные стали, которые могут содержать вплоть до 0,17% углерода. Эти стали после охлаждения, которое следует за их выработкой, имеют двухфазную аустено-ферритную структуру. Они превращаются в нержавеющие ферритные стали после отжига, несмотря на относительно высокое содержание углерода;
- нержавеющие ферритные стали, содержание хрома в которых варьирует в пределах 11-12%. Они довольно близки к мартенситным сталям, содержащим 12% хрома, но отличаются содержанием в них углерода, которое отчетливо меньше.

Например, в нижеследующей таблице представлен ряд ферритных и мартенситных сталей с предписанной нормой содержанием углерода:

	Марка	Предписанное нормой содержание
Ферритные	A1 S1 430 (Z8C17)	C < 0,12%
	A1 S1 434= (Z8 CD17-01)	C < 0,12%
	A1 S1 430 F=(Z1 OC F)	C < 0,12%
Мартенситные	A1 S1 420 A (Z20 C 13)	0,15% < C < 0,24%
	A1 S1 426 (Z 12 CF 13)	0,08% < C < 0,15%

- нержавеющие ферритные стали с 17% хрома. Они являются наиболее обычными. Среди них существуют многочисленные варианты, в особенности в отношении содержания углерода. Добавление молибдена позволяет улучшать их устойчивость к коррозии.

Вообще, ферритную структуру сталей предпочтительно получают путем ограничения количества карбида хрома, так что большинство нержавеющих ферритных сталей имеет содержание углерода менее 0,12%, даже 0,08%;

- нержавеющие ферритные стали с 17 % хрома, стабилизированные за счет добавления элементов, обладающих сильным сродством к углероду или азоту, таких, как титан, ниобий, цирконий;
- нержавеющие ферритные стали с высоким содержанием хрома, обычно выше 24%.

С точки зрения металлургии известно, что некоторые элементы, содержащиеся в составе стали, благоприятствуют появлению ферритной фазы с центрированной кубической структурой. Эти элементы называют альфа-генами (alpha-genes). Среди них фигурируют хром и молибден. Другие, так называемые гамма-гены, элементы благоприятствуют появлению гамма-аустенитной фазы кубической структуры с центрированными гранями. Среди этих элементов фигурируют никель, также как углерод и азот.

Во время горячей прокатки сталей структура ее может быть двухфазной, ферритной и аустенитной. Если, например, охлаждение энергичное, то конечная структура ферритная и мартенситная. Если охлаждение более медленное, то аустенит частично разлагается на феррит и карбиды, но с большим содержанием карбидов, чем окружающая матрица, причем аустенит при нагревании солибилизирует больше углерод, чем феррит. В обоих случаях, отпуск или отжиг, следовательно, нужно осуществлять на подвергнутых горячей прокатке и охлажденным сталям для генерирования полностью ферритной структуры. Отпуск можно проводить при температуре около 820°C, ниже температуры A1 перехода альфа→гамма, которая вызывает осаждение карбидов.

Также можно осуществлять отжиг при более высокой температуре, как, например, 870°C, которая приводит к более заметному понижению твердости мартенсита, но вызывает частичное превращение в аустенит. Медленное охлаждение тогда является необходимым для разложения образовавшегося аустенита на феррит и карбиды, избегая таким образом образования нового мартенсита. При выработке ферритных, так называемых стабилизированных сталей, углерод комбинируется со стабилизирующими элементами, такими, как титан и/или ниобий, и более не участвует в образовании гамма-генной фазы, причем более не находится в матрице. В этом случае можно получать после горячей прокатки сталь, структура которой целиком ферритная.

С точки зрения физических свойств, наиболее явное различие между ферритными сталями и аустенитными сталями - это ферромагнитное поведение первых.

Удельная теплопроводность ферритных сталей очень низкая. Она составляет величину между таковой мартенситных сталей и таковой аустенитных сталей при комнатной температуре. Она эквивалентна удельной теплопроводности аустенитных сталей при температурах в пределах 800-1000°C, температурах, которые соответствуют температурам сталей во время обработки.

С точки зрения обработки коэффициент теплового расширения ферритных сталей составляет около 60 %, и более высокий, чем таковой аустенитных сталей.

Кроме того, ферритные стали имеют отчетливо худшие механические характеристики, чем таковые мартенситных и аустенитных сталей (с учетом того, что коэффициент теплового расширения для феррита  $-11 \cdot 10^{-8} \% \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ , а для аустенита  $-17 \cdot 10^{-8} \% \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ). В качестве примера в нижеследующей таблице представлен ряд нержавеющей ферритных, мартенситных, аустенитных сталей и соответствующие механические характеристики сопротивления на разрыв (Rm):

	Нержавеющая сталь	Rm по норме, (МПа)
Ферритная	A1 S1 430 (Z8 C 17)	440-640
	A1 S1 430F (Z20, CF 17)	440-640
Мартенситная	A1 S1 420A (Z20 C 13)	700-850
	A1 S1 420B (Z33 C 13)	850-1000
	F162PH (Z7 CNU 16 04)	930-1100
	(закаленная)	
Аустенитная	A1 S1 304 (Z6 CNT 1810)	510-710

При выработке сталей с ферритными структурами напряжения текучести при температурах прокатки отчетливо меньшие, чем таковые аустенитных сталей или мартенситных сталей. В силу этого прокатку осуществляют при относительно более низких температурах.

В качестве показательного примера напряжение текучести при температуре прокатки 1100°C и для скорости деформации  $1 \text{ с}^{-1}$  составляет 110 МПа для мартенситной стали типа A1 S1 420 A; 130 МПа для аустенитной стали типа A1 S1 304, тогда как оно составляет 30 МПа для ферритной стали типа A1 S1 430.

Стали ферритной структуры не подвергают быстрому охлаждению типа закалки или резкой закалки, как мартенситные или аустенитные стали. Напротив, их обычно подвергают различным специфическим термообработкам, которые придают им их структуру. Целью различных термообработок также является гомогенизация хрома в виде элемента и избежание образования карбида хрома и появления обедненных хромом зон.

Например, стали ферритной структуры с 17 % хрома, не стабилизированные, после прокатки имеют ферритную и мартенситную структуру. Термообработка обеспечивает, с одной стороны, превращение мартенсита в феррит и карбиды, и, с другой стороны, равномерное распределение хрома.

В области их использования нержавеющей ферритные стали вызывают проблемы обрабатываемости, очень отличные от таковых, встречающихся в случае нержавеющей сталей аустенитной или мартенситной структуры.

За прототип заявляемого изобретения принята нержавеющая сталь ферритной структуры с улучшенной обрабатываемостью, применяемая преимущественно в области обработки на прутковом токарном автомате, включающая углерод, кремний, марганец, никель, хром, серу, кальций и кислород (EP 0 403 332, МПК<sup>7</sup>: C22C 38/60, опубл. 19.12.90, Bulletin 90/51).

Недостатком известной стали является плохая конфигурация стружки. Она дает сливные и запутанные стружки, которые очень трудно фрагментировать. Тогда операторам необходимо оставаться около машины для освобождения режущих инструментов. Этот недостаток может стать очень отягчающим в способах обработок, где стружка находится в закрытом пространстве ("заперта"), как, например, при глубоком сверлении, поперечной распиловке.

Решением этой проблемы является обработка с повышенной скоростью резания, чтобы вызвать фрагментацию стружки, однако, с одной стороны, повышение скорости резания критически снижает срок службы режущих инструментов, и, с другой стороны, машины не позволяют всегда достигать достаточно высоких скоростей, в особенности во время реализации маленьких диаметров, особенно при обработке на прутковом токарном автомате.

Другим решением, предлагаемым для избежания проблем обработки ферритных сталей, является введение серы в их состав. Сера образует с марганцем сульфиды марганца, которые оказывают благоприятное воздействие на фрагментацию стружек и дополнительно на срок службы режущих инструментов. Однако, сера ухудшает свойства ферритной стали, особенно деформируемость в горячем и холодном состоянии и устойчивость к коррозии.

Вышеуказанные ферритные стали обычно содержат жесткие (твердые) включения типа хромита (Cr Mn, Al Ti)O, глинозема (AlMg)O, силиката (SiMn)O, абразивные для режущих инструментов.

Оказалось, что ферритные ресульфированные стали хорошо обрабатываются, однако, кроме устойчивости к коррозии, также весьма ухудшаются механические свойства в поперечном направлении.

В основу изобретения поставлена задача улучшения механических характеристик нержавеющей стали ферритной структуры с улучшенной обрабатываемостью путем оптимизации количественного и качественного состава входящих в нее ингредиентов, в частности, серы и углерода, в результате чего в составе стали образуется оптимальное количество сульфидов марганца, способствующих снижению напряжения текучести стали и легкому деформированию присутствующих в ней ковких оксидов, что обуславливает

фрагментацию стружек и тем самым облегчает условия обработки стали и увеличивает срок службы режущих инструментов.

Поставленная задача достигается за счет того, что нержавеющая сталь ферритной структуры с улучшенной обрабатываемостью, применяемая преимущественно в области обработки на прутковом токарном автомате, включающая углерод, кремний, марганец, никель, хром, серу, кальций и кислород, согласно изобретения, включает углерод ( $C \leq 0,17\%$ ; кремний ( $Si \leq 2,0\%$ ; марганец ( $Mn \leq 2,0\%$ ; хром ( $Cr$ ) (11-20)%; никель ( $Ni \leq 1,0\%$ ; серу ( $S \leq 0,55\%$ ; кальций ( $Ca \geq 30 \cdot 10^{-4}\%$ ; кислород ( $O \geq 70 \cdot 10^{-4}\%$ , причем соотношение между кальцием и кислородом  $Ca/O$  удовлетворяет зависимости  $0,2 \leq Ca/O \leq 0,6$ .

Предлагаемая сталь может также включать углерод ( $C \leq 0,12\%$ ; кремний ( $Si \leq 2,0\%$ ; марганец ( $Mn \leq 2,0\%$ ; хром ( $Cr$ ) (15-19)%; никель ( $Ni < 1,0\%$ ; серу ( $S \leq 0,55\%$ ; кальций ( $Ca \geq 35 \cdot 10^{-4}\%$ ; кислород ( $O \geq 70 \cdot 10^{-4}\%$ , причем в этом случае соотношение между кальцием и кислородом  $Ca/O$  удовлетворяет зависимости  $0,35 \leq Ca/O \leq 0,6$ .

Кроме того, нержавеющая сталь может также включать углерод ( $C \leq 0,08\%$ ; кремний ( $Si \leq 2,0\%$ ; марганец ( $Mn \leq 2,0\%$ ; хром ( $Cr$ ) (15-19)%; никель ( $Ni \leq 1,0\%$ ; серу ( $S \leq 0,55\%$ ; кальций ( $Ca \geq 35 \cdot 10^{-4}\%$ ; кислород ( $O \geq 70 \cdot 10^{-4}\%$ , причем соотношение между содержанием кальция и кислорода  $Ca/O$  будет удовлетворять зависимости  $0,35 \leq Ca/O \leq 0,6$ .

Заявляемая нержавеющая сталь ферритной структуры может включать менее 0,035 % серы, возможен состав, который включает 0,15-0,45 % серы, либо 0,05-0,15 % серы, кроме того, сталь может содержать менее 3,0 % молибдена, а также содержит кремний-алюминатные известковые включения анортитного и/или псевдоволластонитного и/или геленитного типа.

Изобретение лучше понятно из нижеследующего описания и прилагаемых иллюстраций, причем все они, данные в качестве примера, не ограничивают объема охраны изобретения.

На фиг. 1 и 2 представлена диаграмма конфигурации (конформации) стружек в зависимости от условий обработки соответственно для нересульфированной известной ферритной стали A1S1 430, обозначаемой А, и для аустенитной стали A1S1 304.

На фиг. 3 приводятся различные конфигурации стружек, происходящих от обработки на прутковом токарном автомате различных металлов.

На фиг. 4 представлена тройная диаграмма, на которой указаны составы ковких оксидов, вводимых в состав ферритной стали согласно изобретению.

На фиг. 5 и 6 представлена диаграмма конфигурации стружек в зависимости от условий обработки соответственно для ресульфированной ферритной стали С, известной под названием A1 S1 430 F, и для ферритной ресульфированной стали S согласно изобретению.

Фиг. 7 представляет собой схему, содержащую три характерных кривых испытания на обрабатываемость, одна из которых соответствует стандартной стали А, а две других соответствуют двум сталям согласно изобретению С1 и С2 и содержат мало серы.

На фиг. 8 представлена схематическая диаграмма конфигурации стружек в зависимости от движения подачи режущего инструмента и глубины резки (прохождения) обработки для стали С2 согласно изобретению.

В области обрабатываемости нержавеющих сталей вообще и в зависимости от различных структур используемых сталей, встречающиеся проблемы оказываются, с одной стороны, различными, но также особенно специфическими. Проблемы, возникающие во время обработки ферритных сталей, близки к проблемам, встречающимся во время обработки аустенитных или мартенситных сталей.

Например, нержавеющие аустенитные стали обладают тем недостатком, что они наклепываются и очень быстро изнашивают режущие инструменты, конфигурация стружек плохая, но без сравнения с таковой ферритных сталей.

На фиг. 1 и 2 представлена диаграмма конфигурации стружек в зависимости от движения подачи и глубины резки (прохождения) обработки, определенная, соответственно, для нересульфированной ферритной стали A1 S1 430, соответствующей стандарту А, и для аустенитной стали A1 S1 304.

Для того, чтобы можно было сравнивать конфигурации стружек, на фиг. 3 представлена таблица, в которой с различными конфигурациями стружек ассоциируется коэффициент, включающий несколько последовательных цифр, причем первая цифра определяет различные общие изображения стружки, образующие колонки таблицы, такие, как 1 = стружка в виде полосы; 2 = трубчатая стружка; 3 = спиральная стружка; 4 = геликоидальная стружка в виде кольца; 5 = геликоидальная коническая стружка; 6 = стружка в виде дуги; 7 = элементарная стружка; 8 = иглообразная стружка; а вторая цифра указывает характеристику в отношении размера и формы, зарегистрированную в каждой из колонок, такие, как: 1 = длинная; 2 = короткая; 3 = спутанная; 4 = плоская; 5 = коническая; 6 = соединенная; 7 = разделенная.

Нержавеющие мартенситные стали имеют высокие механические характеристики, что вызывает значительные температуры резки и быстрый износ режущих инструментов (резцов).

Вследствие незначительных механических характеристик нержавеющих сталей с ферритной структурой вышеуказанные стали нельзя подвергать таким же способом обработки и они не дают такого же износа режущих инструментов, как таковые мартенситных сталей.

Существует два типа нержавеющих ферритных сталей в зависимости от содержания в них серы:

- автоматные стали, которые содержат серы в количестве 0,15-0,55%. Этот тип стали, используемый для обработки на прутковом токарном автомате, обладает хорошей обрабатываемостью во вред устойчивости к коррозии;

- стандартные стали, которые имеют содержание серы ниже 0,035%. Этот тип стали имеет хорошую устойчивость к коррозии, но плохо или совсем не обрабатывается именно из-за затруднений, встречающихся при обработке на прутковом токарном автомате;

- стали, имеющие промежуточные содержания серы, соответствующие количеству в пределах 0,05-0,15%, не выпускаемые в продажу. В самом деле, их обрабатываемость только очень умеренно улучшена для этих содержаний серы по сравнению с так называемыми ресульфированными сталями. Они не имеют реального преимущества в отношении недостатка, которым остается ухудшение устойчивости к коррозии.

Согласно изобретению, нержавеющая ферритная сталь с улучшенной обрабатываемостью, используемая особенно в области обработки на прутковом токарном автомате, включает в свой состав по весу менее 0,17% углерода, менее 2% кремния, менее 2% марганца, 11-20% хрома, менее 1 % никеля, менее 0,55% серы, более  $30 \cdot 10^{-4}$  % кальция и более  $70 \cdot 10^{-4}$  % кислорода, причем сталь после выработки подвергают отжигу для придания ей ферритной структуры.

Наличие никеля в составе, возникающем при промышленном получении стали, представляет собой величину только как остаточного элемента, причем это количество стремятся уменьшить или даже ликвидировать.

Введение регулируемым и произвольным образом кальция и кислорода в повышенных количествах, и удовлетворение соотношения  $0,2 \leq \text{Ca/O} \leq 0,6$ , благоприятствует образованию в ферритной стали ковких оксидов, выбираемых в тройной диаграмме  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ;  $\text{SiO}_2$ ;  $\text{CaO}$ , в зоне тройной точки: анортит - геленит - псевдоволластонит, как представлено на фиг. 4.

Присутствие кальция и кислорода зрительно уменьшает образование жестких и абразивных включений хромитного, глиноземного, силикатного типа.

Констатируют, что введение оксидов на основе кальция и кислорода в сталь ферритной структуры, заменяя имеющиеся твердые оксиды, никоим образом не изменяет другие характеристики ферритной стали в области деформирования в горячем состоянии или в холодном состоянии или еще в области устойчивости к коррозии.

Тогда как ресульфированные ферритные стали имеют хорошую обрабатываемость, причем фрагментация стружки обеспечивается наличием серы в составе вышеуказанной стали, удивительным образом введение ковких оксидов в структуру стали еще более визуальное улучшает обрабатываемость.

Так называемые ковкие включения, содержащиеся в стали, которая также ковкая, не могут иметь то же самое поведение, как и ковкие включения в нековкой стали аустенитной или мартенситной структуры.

В самом деле, температуры прокатки ферритных сталей ниже температур прокатки сталей другой структуры, и напряжение текучести ферритных сталей остается очень незначительным при этих температурах прокатки.

Вследствие незначительности напряжений текучести так называемые ковкие оксиды могут быть деформированы в отношении влияния конфигурации и характеристики стружки во время обработки.

На фиг. 5 и 6 представлена диаграмма конфигурации стружек в зависимости от движения подачи режущего инструмента и глубины резания при обработке, определенные, соответственно, для ресульфированной стандартной стали С типа A1Sl 430 F и для ресульфированной стали согласно изобретению. Состав стандартной стали С представлен в таблице 1.

Состав стали согласно изобретению приведен в таблице 2.

Для стали согласно изобретению процесс снятия стружки очень особенный. Незаметная отчетливо на стружке, фрагментация значительно повышается.

Регулируемым образом также осуществляют введение кальция и кислорода в ферритную сталь, которая имеет в своем составе содержание серы менее 0,035%.

Стали согласно изобретению также могут содержать менее 3% молибдена - элемента, улучшающего устойчивость к коррозии. Оказалось, что сталь ферритной структуры согласно изобретению, не содержащая или содержащая очень мало серы, улучшенным образом обрабатывается, так что эту сталь можно использовать в промышленности для обработки на прутковом токарном автомате, все время имея хорошую устойчивость к коррозии.

В примере применения проводят сравнение обрабатываемости стандартной стали А, которая является нересульфированной ферритной сталью, не содержащей оксида анортитного, геленитного и псевдоволластонитного типа и двух сталей С1 и С2 согласно изобретению.

В таблице 3 представлен состав стандартной стали А.

При испытании на обрабатываемость, результаты которого представлены на фиг.7, во время обработки стандартной стали А, стали С1 и стали С2, констатируют различные степени износа режущего инструмента с карбидным покрытием. Испытание проводят без смазки, чтобы оно было более тяжелым. Констатируют уменьшение износа заднего угла режущего инструмента (резца), когда сравнивают стандартную сталь А (кривая А), сталь С1 (кривая С1) и сталь С2 (кривая С2) согласно изобретению.

В самом деле, сталь С1 вследствие своего состава не включает в достаточном количестве так называемых ковких оксидов анортитного, геленитного и псевдоволластонитного типа, вместе с недостатком кальция в металле. Кроме того, на диаграммах фиг. 8 наблюдают, что сталь С2 согласно изобретению имеет зону фрагментации, отчетливо выше для стандартной стали А, и близкую к стандартной стали С, которая представляет собой ресульфированную ферритную сталь.

Что касается сталей с промежуточными содержаниями серы, составляющими 0,05-0,15%, констатируют, что стали согласно изобретению имеют обрабатываемость, сравнимую с таковой ресульфированных сталей, все время имея наилучшую устойчивость к коррозии.

При другом применении оказывается, что наличие так называемых ковких оксидов в ферритной стали имеет особые преимущества.

В самом деле, ковкие оксиды способны деформироваться в направлении прокатки, тогда как жесткие оксиды, которых они заменяют, имеют форму гранул (зерен).

В области волочения проволоки из ферритной стали незначительного диаметра, выбираемые согласно изобретению включения соответственно снижают степень ломки тянутой проволоки.

В области изготовления волосков ("шерсти") из стали путем шевингования проволоки из нержавеющей ферритных сталей, жесткие включения, которые быстро изнашивают режущие инструменты шевингования, вследствие своей формы в виде гранул (зерен) также вызывают значительные разрывы (изломы), которые наносят вред качеству волосков (шерсти) из стали.

Согласно изобретению, нержавеющей ферритные стали в виде проволок, имеющие в своем составе ковкие включения и подвергнутые шевингованию, имеют характеристики, которые обеспечивают образование прядей из стальных волосков большей средней длины и позволяют осуществлять шевингование с намного более уменьшенными остаточными проволоками, что дает экономию материала.

В другой области применения, например, в операциях полировки, жесткие включения инкрустируются в ферритной стали и вызывают образование рисок на поверхности.

Ферритная сталь согласно изобретению, имеющая в своем составе ковкие включения, может полироваться с намного большей легкостью для достижения состояния улучшенной полированной поверхности.

Таблица 1

Стандартная	C	Si	Mn	Ni	Cr
	0,062	0,505	0,680	0,273	16,1
стандартная	Mo	Cu	S	P	N <sub>2</sub>
	0,214	0,091	0,298	0,022	0,037

Таблица 2

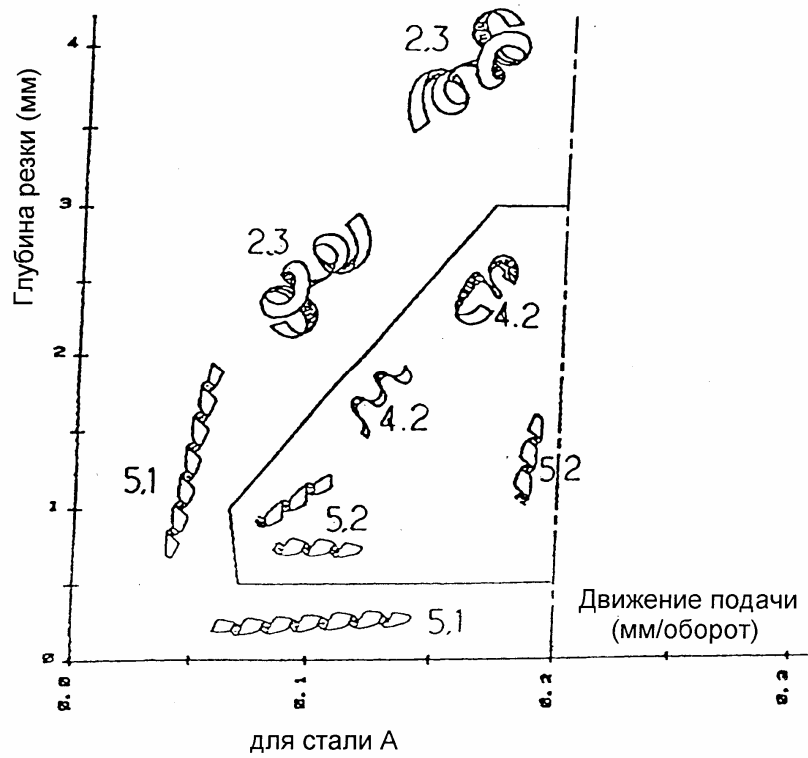
Сталь S	C	Si	CMn	Ni	Cr	Mo	Cu
	0,059	0,523	0,610	0,323	16,1	0,221	0,151
Сталь S	S	P	N <sub>2</sub>	Ca м.д. (миллионных долей)	O <sub>2</sub> м.д.	Ca/O	
	0,293	0,021	0,035	57	141	0,40	

Таблица 3

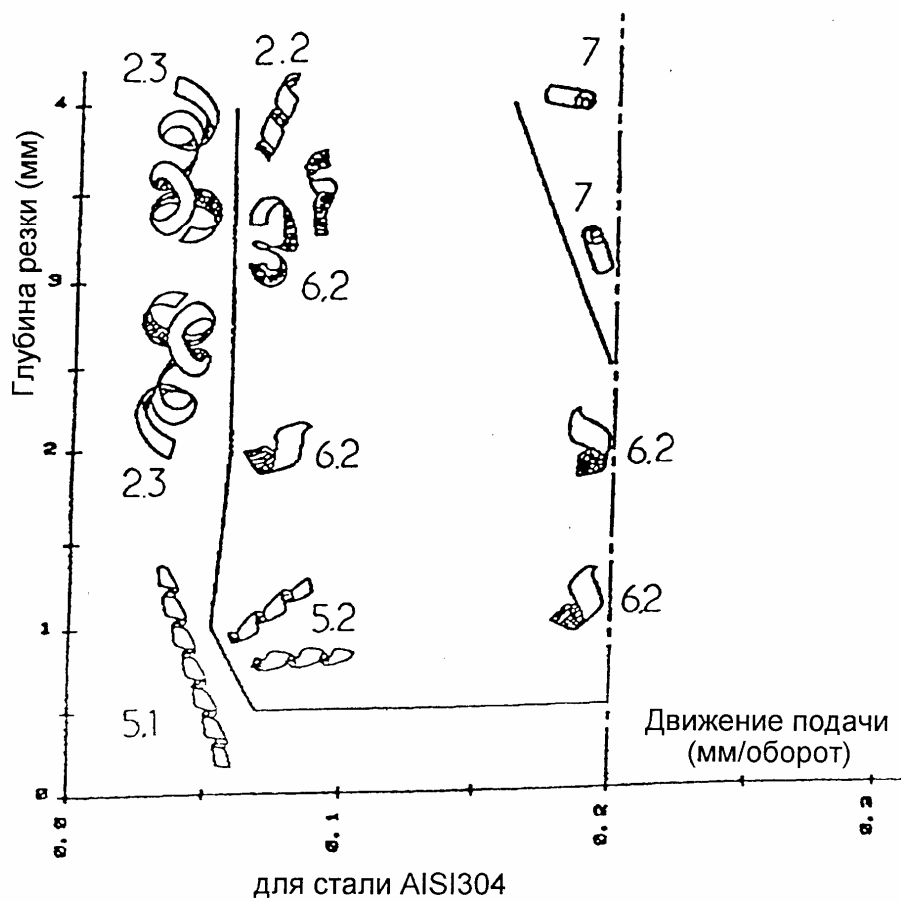
Стандартная сталь A	C	Si	Mn	Ni	Cr
	0,058	0,356	0,514	0,212	16,35
Стандартная сталь A	Mo	Cu	S	P	N <sub>2</sub>
	0,226	0,021	0,0114	0,019	0,046

Таблица 4

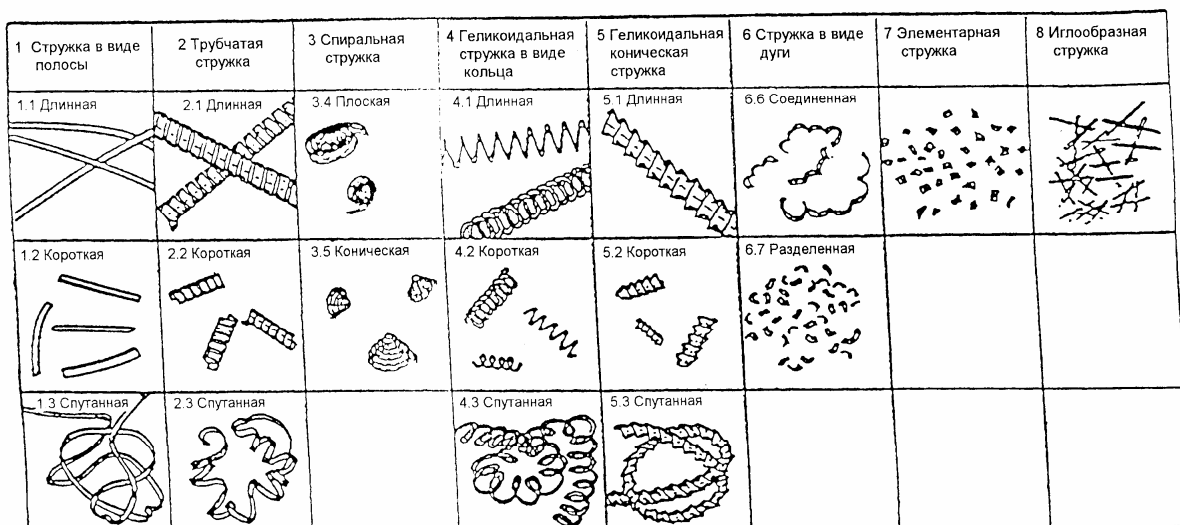
Сталь C1	C	Si	CMn	Ni	Cr	Mo	Cu
C2	0,059	0,380	0,461	0,153	16,53	0,229	0,022
	0,066	0,523	0,487	0,205	16,19	0,241	0,021
Сталь C1	S	P	N <sub>2</sub>	Ca м.д.	O <sub>2</sub> м.д.	Ca/O	
C2	0,0093	0,017	0,052	13	197	0,07	
	0,0097	0,017	0,048	50	142	0,28	



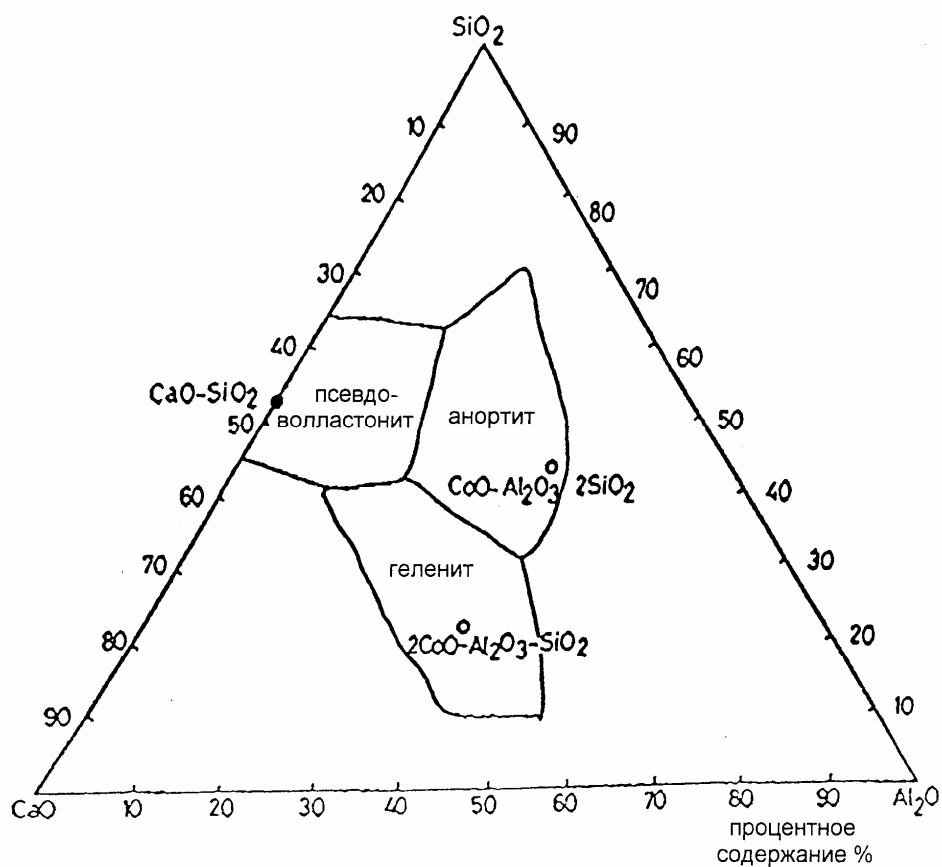
Фиг. 1



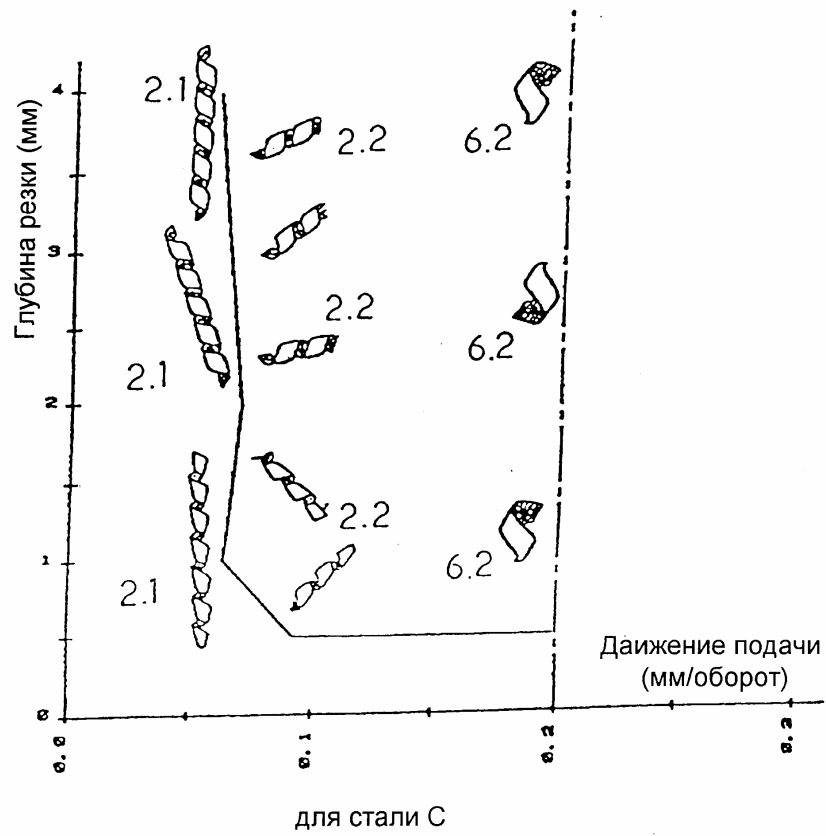
Фиг. 2



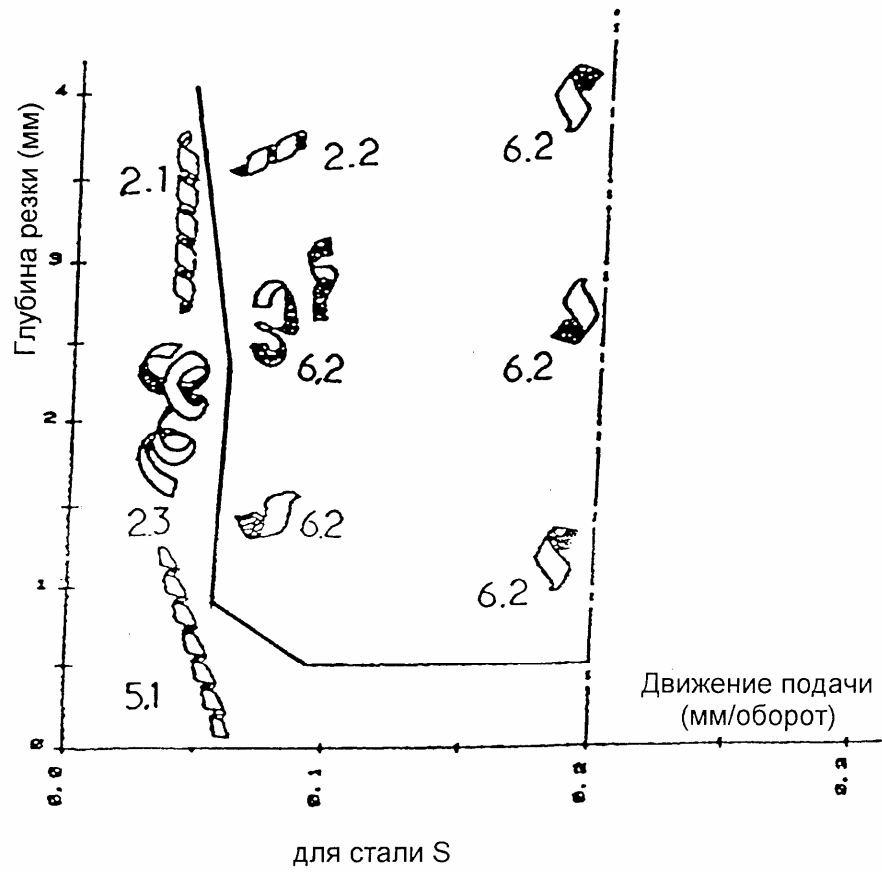
Фиг. 3



Фиг. 4

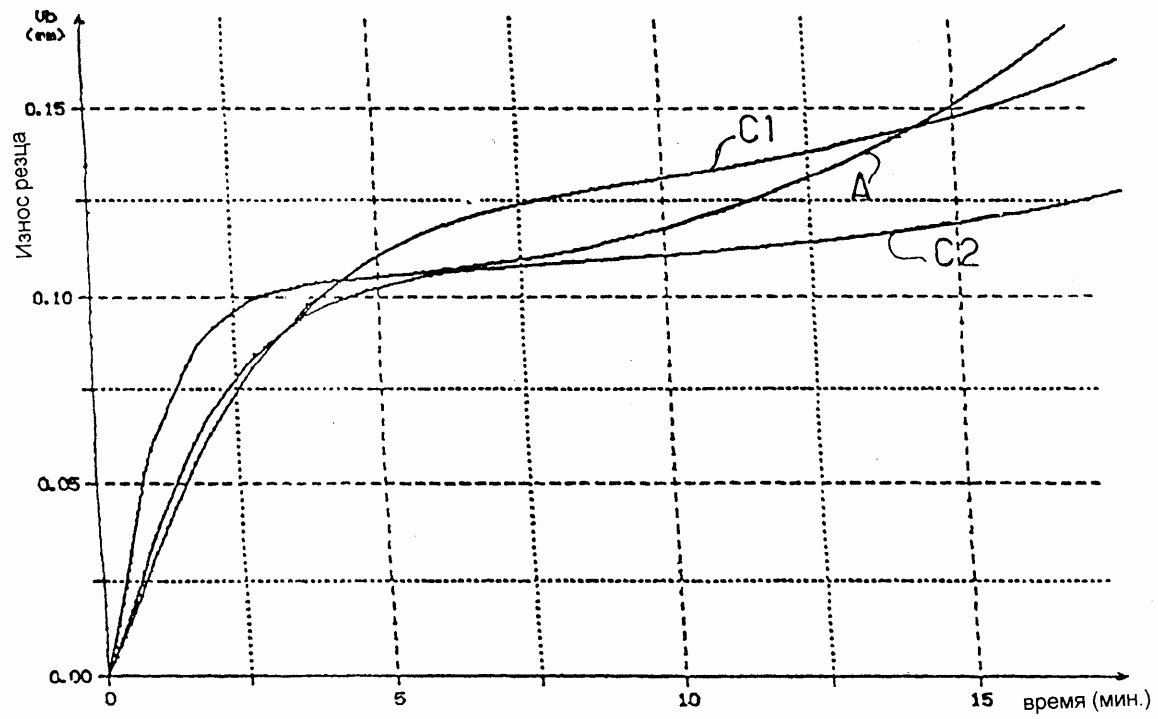


Фиг. 5

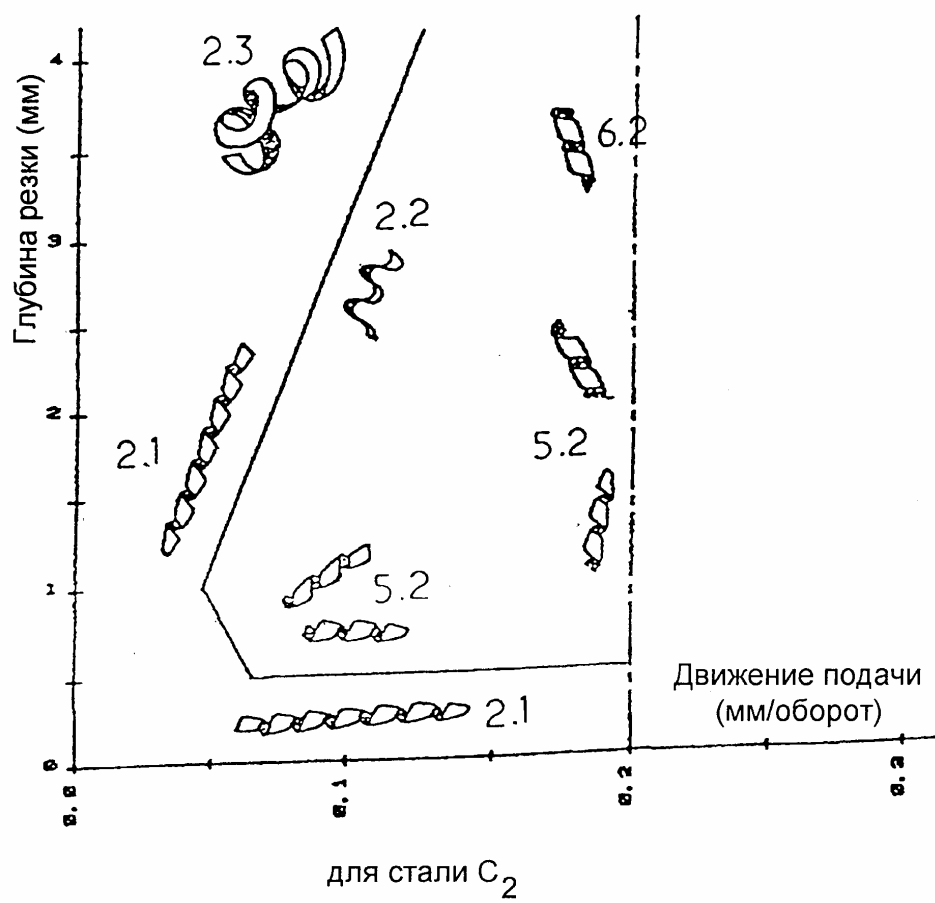




Фиг. 6



Фиг. 7



Фиг. 8

Тираж 50 екз.

Відкрите акціонерне товариство «Патент»  
Україна, 88000, м. Ужгород, вул. Гагаріна, 101  
(03122) 3 – 72 – 89      (03122) 2 – 57 – 03

---