

539388, 24:621.983.3.011:669.141.24
:669.15'24'26-194

ニッケル, クロームを含む軟鋼の深絞り性*

五弓勇雄**・鈴木敬治郎***・草野秋法***

小野山雄一***・門間俊二***

Drawability of Mild Steel Containing Small Amount of Nickel and Chromium.

Isao GOKYU, Keiji SUZUKI, Akinori KUSANO,

Yuichi ONOYAMA and Shunji MONMA

Synopsis:

The drawability of mild steels containing small amounts of nickel and chromium was studied. In the low carbon steel, nickel may be present in solid solution with iron, while chromium is present almost entirely as carbide. Thus the dependence of the difference in drawability upon the contents of nickel and chromium would be expected.

The results obtained are summarized as follows:

- 1) The mechanical properties, such as tensile strength and yield strength, were found to be improved with nickel content, but the dependence of these properties on the chromium content was indefinite.
- 2) The annealing texture of mild steel sheets showed no change with the nickel content, but the chromium content tended to retain the rolling texture.
- 3) The drawability of mild steel sheets was independent of the nickel content, but it had the tendency to deteriorate with the chromium content.

(Received 9 July 1964)

1. 緒 言

鉄資源の種類によつてはニッケル・クロームを含むものもあるが、これらの脱ニッケル、脱クロームの限界は製練の方式によつて異なる。われわれは現在の技術において可能と考えられるニッケルおよびクローム量を考慮しこれらが軟鋼の深絞り性におよぼす影響を検討した。

軟鋼板の深絞り性が良好であることは自動車車体形成上など大切なことである。LANKFORD, SNYDER & BAUSHER¹⁾らは軟鋼板の深絞り性表示として塑性異方性 R と加工硬化係数 n とを数学的に処理し組合せたものを用いてかなりの成果をみた。なおこの塑性異方性 R はLANKFORDの値とも呼ばれるもので、これは引張試験において試片の巾方向の歪に対する厚さ方向の歪の比である。

R 値が大きいほど深絞り性は良好であつて、等方的材料であれば $R=1$ である。しかし深絞り用材料としては耳の発生などのため長い間無方向性のものが望まれてきたので R 値の提唱が行なわれてもすぐには採用されなかつた。しかしWHITELEY, WISE & BLICKWEDE²⁾らはキルド鋼およびリムド鋼において、 R 値はSwiftの限界絞り比と正の相関性を有することを示し、 R 値だけで軟鋼の深絞り性を表示し得ることを報告し注目を集めた。

これら R 値は圧延板のどの方向に採取されたものにつ

いて測定されたかは明確には述べられていないが、 R 値は材料の結晶方位ときわめて強い相関性を持つものであることは五弓・鈴木³⁾の結果からも明らかで、試片の採取位置により R 値は当然異なるものである。したがつてこのように強い方向性を持つ R 値をいかに扱つて深絞り性表示値とするかには議論の余地が多いと思われる。

しかし今日 R 値が深絞り性表示値としてかなり有用であるとされ、しかもこの R 値は結晶方位依存性が強いので深絞り性に寄与する重要なものの一つとして結晶方位の因子を無視することはできないと考えられる。

次に古くから結晶粒度の大きいものの方が深絞り性は良好であることが経験的にいわれている。しかしこのことがあらゆる場合に成立つことであるかどうかは疑問である。五弓・鈴木³⁾は細粒のものと粗粒のものの塑性曲線を比較して、両者の塑性曲線が平行である時はその深絞り性は結晶粒度依存性がきわめて少ないが、低い歪のところでは粗粒の方が細粒のものより flow stress が小で、高い歪のところでは両者の塑性曲線が接近しついに一致してしまう場合にはその深絞り性は結晶粒度依存性

* 昭和37年10月広島講演大会にて発表

昭和39年7月9日受付

** 東京大学工学部 工博

*** 東京大学工学部

があつて、粗粒のものの方が深絞り性は良好であることが深絞り機構より容易に考えられるとした。この観点にたつて、70-30黄銅、18-8 ステンレスおよび軟鋼について行なつた実験において、軟鋼では粗粒と細粒の塑性曲線はほぼ平行で、深絞り性は結晶粒度依存性がきわめて少ないことを示した。

非金属介在物の存在は金属中に不連続部を形成し、金属の変形に際し非金属介在物の前後に空洞を生ずることは FRITH⁵⁾の示すことより明らかである。この空洞はその後の変形で応力集中をうけ、ついには金属を破断にいたらしめるであろうことは推測にかたくない。しかし非金属介在物は転位の動きと相互作用はなく、したがつて金属の機械的強度の上昇には関係せず単に破断にのみ関係するものであると考えられている。非金属介在物とは区別されているが、炭化物・窒化物などの生成は軟鋼の機械的性質に影響があるものと考えられる。

ニッケルを軟鋼中に微量ずつ添加すると、炭化物、窒化物を形成しないで全量が α 鉄中に固溶するのに対してクロームは炭素、窒素に対してきわめて結合力が強く、たとえば炭素 1% に対しクローム 4.3% の割合以下で含まれるときには、全量が $Fe_3C \cdot Cr_3C_2$ あるいは $FeCrC$ の形で炭化物として存在することを C. A. EDWARDS⁶⁾ は示した。したがつてニッケル添加による軟鋼の機械的諸性質の変化は置換型固溶体形成による溶質原子の増加に伴うものと考えられるが、クローム添加の場合は、炭化物、窒化物などの形成による諸性質の変化を考慮する必要があると思われる。すなわち炭化物の形成は軟鋼中の炭素を化合物として固定するため地中の炭素は減少して軟化することが考えられるが、一方炭化物は転位の運動と相互作用をもち加工硬化の度合を高める可能性は十分あり得ることである。しかし炭化物の大きさおよび分布の仕方、分布の場所などにより、転位の運動を阻止

することが効果的であるかどうかは異なるであろう。窒化物の形成は軟鋼中に固溶している窒素を化合物として固定するから歪時効性が減少することが考えられる。]

われわれは軟鋼の深絞り性におよぼすニッケル、クロームの微量添加の影響を調べるため、深絞り性に関係すると考えられる機械試験値、非金属介在物および集合組織を測定決定し、コニカップ値による深絞り性を検討した結果につき、次のように報告する。

2. 実験方法および結果

2.1 試料

本実験に使用した試料は、普通の成分の軟鋼と、これにニッケルおよびクロームをそれぞれ単独に逐次添加したもの、およびニッケル・クロームを同時に逐次添加したものの4つの群からなつていて、その化学組成は Table 1 に示した通りである。なお L は普通鋼、N は Ni、C は Cr を単独添加したもの、および NC は Ni、Cr を同時添加したもので、数字は添加量の増加を示す。

軟鋼の深絞り性は圧延率によつてかなり異なることが、R. L. WHITELEY⁷⁾によつて示されている。これによると圧延率 50~60% のときに深絞り性が最大になるような二次曲線で、高圧延下での深絞り性低下は (100) [110] 方位の発達によるものであると説明している。したがつて本実験のように添加元素の深絞り性への影響を調べるためには、圧延率を一定とし、深絞り性の変化を添加元素だけの影響とする必要がある。

われわれは約 3.8mm 厚さであつた各試料の熱圧板を圧延率 73~75% で冷間圧延して最終厚みを約 1.0mm としたものについて実験した。

2.2 機械試験値

ストレッチャーストレインと深絞り性は直接的な関係があるとは考えられないが、実際の深絞り作業では耳の

Table 1. Chemical compositions of samples (wt. %)

Element	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni
Sample L	0.09	0.21	0.48	0.017	0.016	0.085	0.014	0.026
N 1	0.11	0.23	0.50	0.015	0.016	0.084	0.015	0.325
N 2	0.10	0.28	0.61	0.011	0.018	0.090	0.023	0.610
N 3	0.11	0.21	0.41	0.018	0.017	0.081	0.019	0.963
C 1	0.12	0.28	0.56	0.017	0.020	0.081	0.190	0.026
C 2	0.11	0.23	0.55	0.016	0.016	0.080	0.340	0.026
C 3	0.12	0.26	0.56	0.015	0.016	0.078	0.645	0.028
NC 1	0.12	0.24	0.56	0.017	0.016	0.084	0.180	0.320
NC 2	0.09	0.28	0.63	0.008	0.020	0.090	0.343	0.595
NC 3	0.10	0.23	0.44	0.017	0.019	0.083	0.575	0.963

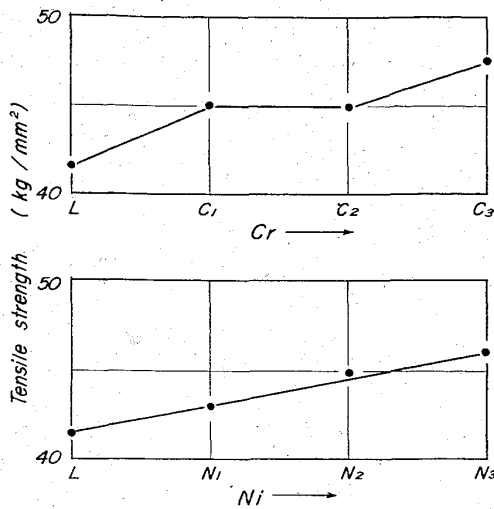


Fig. 1. Influence of nickel and chromium contents on tensile strength.

発生とともにかなり重要なものである。ストレッチャーストレインの防止の一つにクロームの添加がよいといわれている。

厚さ約 1.0mm の冷圧板の各試料を 680°C × 3hr で焼鈍し圧延方向に平行に切り出した試片につき、引張り試験を行なった。この試験から得られる降伏点、降伏点伸び、引張り強さ、伸び率および降伏比に対するニッケル、クロームの微量添加の影響を調べた。

Fig. 1 はニッケル、クロームの添加量と引張り強さとの関係を示すものである。これより明らかなように、引張り強さはその添加量に対し上昇していることが傾向的にはいずれの場合についてもいえる。しかしニッケルの場合にはその変化は直線的であるのに対して、クロームの場合には直線性はみられなかつた。ニッケル、クローム同時添加のときにはニッケル添加の場合に類似して、その変化は直線的である。

なお同じようなことが上・下降伏点のニッケル、クロームの添加に対する場合にもいえる。

ニッケルの逐次添加による引張り強さなどの変化が直線的であるのは、添加ニッケルの全量が軟鋼に固溶するから、その固溶量に比例するためであると考えられる。

しかしクロームの逐次添加の場合には、クローム炭化物の形成と、ある量以上の添加では固溶原子としてのクロームの影響をも併せ考慮しなければならない。

炭素 1.0% に対しクローム 4.3% の割合以下で含まれるときには、 $Fe_3C \cdot Cr_3C_2$ あるいは $FeCrC$ の形でクロームは全て炭化物として存在するということが Table 2 を対応せしめると、試料 C1, C2, NC1, NC2 ではクロームはすべて炭化物として存在するが、C3 および NC3 ではクローム量がこの割合以上になるので、クロ

Table 2. Chemical Compositions of Samples (wt. %)

Sample Element	C 1	C 2	C 3	NC1	NC2	NC3
Carbon	0.12	0.11	0.12	0.12	0.09	0.10
Chromium	0.19	0.34	0.65	0.18	0.343	0.575

ームは炭化物と固溶原子の二つとして存在すると考えられる。したがって試料 C1, C2, NC1 および NC2 では添加クロームの全量が炭化物として存在するから、地の中の固溶炭素は固定され機械強度の軟化が予想される。また炭化物が金属の変形に伴う転位の移動を阻止することに効果的であるかどうかということは炭化物の大小、形状および分布などで異なるであろうから、機械的性質の変化は必ずしもクロームの添加量に追随しないであろう。また試料 C3 および NC3 では添加クロームは炭化物の効果と固溶原子としての影響が重畳して現われるので多くの場合その機械強度は他のものに比して高いことが考えられる。以上の観点から、Fig. 1 の結果はかなりよく説明できるものと思われる。なお伸び率は添加量の増加に伴って低下することが、あらゆる場合に観測された。

ニッケルおよびクロームの添加と降伏点伸びの関係を Fig. 2 に示す。これより明らかなように、ニッケルの添加は降伏点伸びに対しては全然関係ないが、クロームの添加は降伏点伸びを減少させる傾向がある。降伏点伸びに関係ある因子の一つに結晶粒度がある。すなわち C.

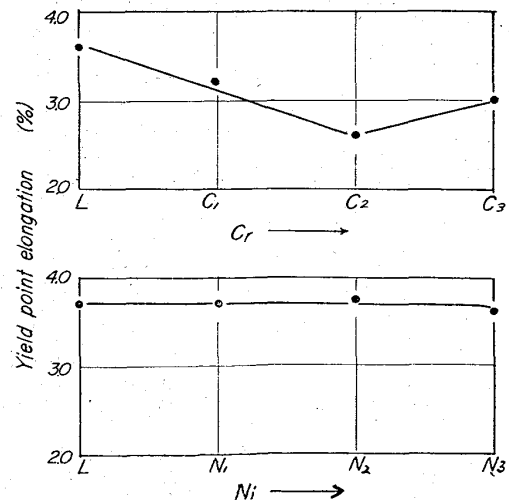


Fig. 2 Influence of nickel and chromium contents on yield point elongation. Yield point elongation is independent of the nickel content.

A. EDWARDS⁹⁾ は軟鋼の降伏点伸びは結晶粒度の粗大化に伴って減少し、 1mm^2 あたり1ヶの結晶粒の大きさになると降伏点伸びはなくなることを示している。本実験での10種の試料の結晶粒の大きさは、その平均直径が $0.065\sim 0.092\text{mm}$ の範囲であつて、結晶粒度と降伏点伸びの関係はみられなかつた。

また五弓・木原⁸⁾ は多結晶体における不均一変形のための特殊条件を考慮しつつ GILMAN & JOHNSTON⁹⁾ の結果をもととして、降伏点伸びを支配するものは(1)歪速度(2)結晶粒度(3)変形初期における移動可能な転位の密度であるとしている。

Fig. 2の結果は、ニッケルとクロームの添加が軟鋼中の炭素および窒素を固定するかしないかの差によるものと考えられる。すなわち炭素原子および窒素原子は軟鋼中で転位を釘付して移動可能な転位の密度を減少せしめる作用があるから、クロームの添加量を増すとクロームの炭化物および窒化物の量は増加して、炭素原子および窒素原子により釘付される転位の数は減少するから、移動可能な転位の密度はクロームを添加しないものに比して増加すると考えられる。しかも移動可能な転位の密度の増加は降伏点伸びを減少させる⁹⁾ から、クロームを微量ずつ添加して行くと、降伏点伸びは減少する傾向を有するが、ニッケルは炭化物・窒化物をほとんど作らないから、その添加量を増しても降伏点伸びはほとんど変化しないと考えられる。なお試料 C3 では、添加クロームは炭化物および窒化物などとして浸入型固溶原子の炭素、窒素を固定するものと、置換型固溶原子の2種として存在することが考えられることはすでに示した通りである。したがつて試料 C3 では移動可能な転位の密度は試料 C2 と同程度であるから、固溶クロームの降伏点伸びへの影響を考えればよい。しかし固溶原子の増加は材料を硬化させるとともに加工硬化にもかなりの影響をもち、しかも加工硬化の度合の上昇は降伏の伸びを減少させ⁹⁾ るものであるから、試料 C3 では移動可能な転位の密度の増加と加工硬化の度合の上昇との二つが重なつて、より降伏点伸びは減少すべきである。Fig. 2に示す結果では、これとは逆に試料 C3 の降伏点伸びは試料 C2 のそれよりふえている。試料 L, C1, C2 とクローム添加による降伏点伸びの減少傾向については、クロームの浸入型原子の固定による移動可能な転位の密度の増加のみを考えたが、炭化物および窒化物が地におよぼす加工硬化の度合をもあわせ考える必要がある。これら炭化物および窒化物もまた転位の動きに対して無関係ではありえないことは当然であるが、これらの量だけが転位の動きを阻止する度合を示すことはできない。すなわち

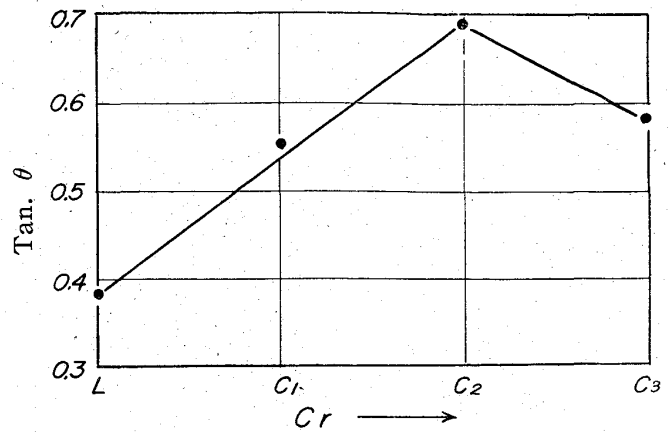


Fig. 3. Relation between rate of work hardening and chromium content.

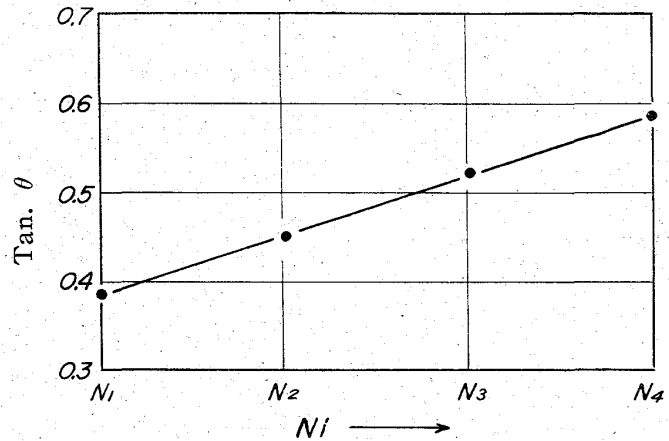


Fig. 4. Relation between rate of work hardening and nickel content.

炭化物および窒化物が加工硬化とどういう関係をもつかは、その形状、大小および分布のしかたなどによつて異なるであろう。すなわちクロームの添加量だけで加工硬化の度合は論じられない。試料 L, C1, C2 および C3 について加工硬化の度合を示したのが Fig. 3 である。

これは降伏点伸びの終了したところから最高荷重点までの伸びを底辺とし、下降伏点と引張り強さの差が垂線であるような直角三角形の角の $\tan \theta$ として表わしたものである。Fig. 3 に示されるように試料 C3 は C2 に比し加工硬化の度合は減少しているから、Fig. 2 に示すように降伏点伸びは試料 C3 の方が C2 より長いと考えられる。また Fig. 3 は負の相関にて Fig. 2 ときわめてよい関係があるのがわかることは興味深い。このことだけから考えると、降伏点伸びは加工硬化の因子からだけ求められそうであるが、移動可能な転位の密度の因子は重要なもので無視することはできない。すなわち降伏点伸びを左右する因子として移動可能な転位の密度が重要なものであることは Fig. 4 と Fig. 2 のニッケル添

加と降伏点伸びの関係図を比較するとよくわかる。Fig. 4はニッケルの添加にともなう加工硬化の度合の変化を、前と同様にして描いたものである。これによると加工硬化の度合はニッケル添加量の増加につれてふえる傾向があるが、降伏点伸びの変化は Fig. 2 に示すようにほとんどみられない。ただ試料 N3の降伏点伸びは少しではあるが他より減少している。このことから合金元素量による加工硬化の度合の変化が降伏点伸びにおよぼす影響はかなり鈍重で、相当量以上でないといふ影響はほとんどないのかもしれない。したがってクローム添加の場合の降伏点伸びの変化は、移動可能な転位の密度の増加と Fig. 3 の効果から説明することができる。

2.3 歪時効

降伏点伸びを有する材料をスキンプラスにより降伏点伸びを解消せしめても経年的にその伸びは回復していわゆる歪時効を起す。初めはこのために降伏点伸びより大きい歪を与えることが必要であると考えられたが、POLASKOWSKI¹⁰⁾はいろいろな応力状態で軟鋼の降伏点伸びが回復する場合は、肉眼的規模で分布している応力の状態と大きさによって支配されていると推定し、また B. B. HUNDY¹¹⁾は材料内部に高度の巨視的あるいは微視的残留応力を、いかなる方法にせよ生ぜしめれば、単に降伏点伸びを消失せしめるばかりでなく、ある程度歪時効による降伏点の再現を防止できることを示した。このように、今日では降伏点伸びに対するスキンプラスの遮蔽効果は多く残留歪の不均一性から考えられているが、われわれはこれをスキンプラスすることによる移動可能な転位の密度の増加によることを主であると考え。このように考えるとニッケル添加の試料 N1, N2, N3 と、クローム添加の試料 C1, C2, C3 とではスキンプラスの降伏点伸びへの遮蔽効果は異ならねばならぬ。Fig. 5は

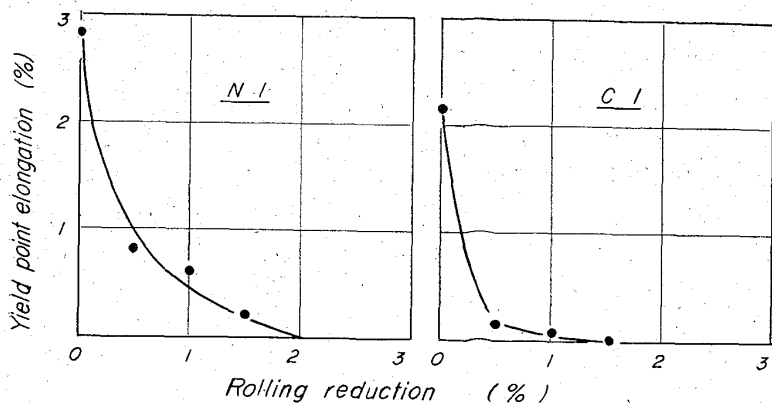


Fig. 5. Relation between yield point elongation and rolling reduction. Left figure (N1) is typical for the steel containing nickel and right figure (C1) for the steel containing chromium.

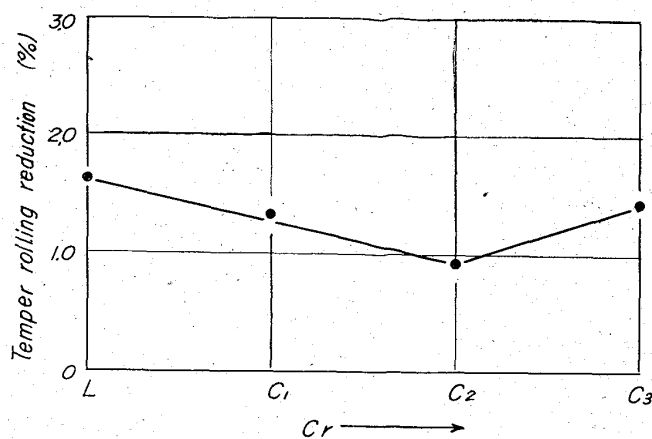


Fig. 6. Temper rolling reduction corresponding to the disappearance of yield point elongation by the addition of chromium.

試料 N1, C1 のスキンプラス度と降伏点伸びの関係を示すものである。ニッケル添加の場合は降伏点伸びのスキンプラス度に対する変化は試料 N1 とほとんど同じである。これはニッケル添加が移動可能な転位の密度の大小とほとんど関係がないためであると考えられる。またクローム添加の場合にも試料 C1 と類似した変化がみられたが、降伏点伸びが全く消滅するスキンプラス度は圧延前の降伏点伸びが小さいほど少ない。これはクロームの添加が移動の可能な転位の密度を増加させる効果があるためと考えられる。Fig. 6はクローム添加試料での降伏点伸びがまったく消滅するスキンプラス度を示す。

Fig. 6はFig. 2におけるクローム添加試料の降伏点伸びの図に類似しているが、このことはスキンプラス前の移動可能な転位の密度の大なるものは小なるものより少ないスキンプラス量で降伏点伸びが消滅することを示すもので、われわれの考えを支持するものであると考えられる。次に圧延率 0.5, 1.0, 1.5% および 3.0% にスキンプラスしたものを 100°C でそれぞれ 3min, 15min, 1hr および 2hr 時効せしめたものについて引張り試験を行なったが、降伏点伸びが時効により回復してくる度合は、ニッケル添加試料とクローム添加試料で差はあまりみられなかった。

2.4 非金属介在物

非金属介在物は金属材料の強度にとって一経験的にその存在は望ましくないと考えられている。非金属介在物の存在は金属中に不連続部を形成し、金属の変形に際し非金属介在物の前後に空洞を生ずることは FRITH⁵⁾の示すことより明らかである。この空洞は、その後の金属の変形で応力の集中を受ける箇所

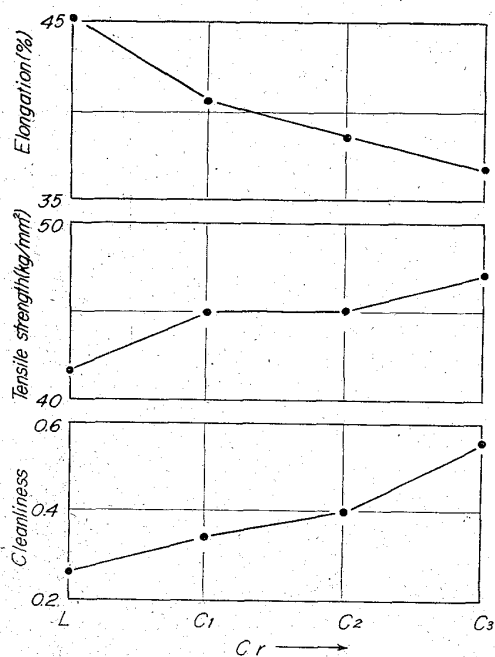


Fig. 7. Relation between mechanical properties and cleanliness in the steel containing chromium.

となり、遂には破断にいたるであろうことは推測にかたくな。しかし非金属介在物の種類、形状および分布などにより必ずしも空洞を生じ破断の原因となるとはかぎらない。たとえば非金属介在物の中には、金属の変形とともに粘性変形するものもあるし、また、硫化物のように被削性を向上せしめるものもある。いずれにしても非金属介在物を顕微鏡的視野の範囲で議論するかぎり、その存在は転位との相互作用を考えることはむづかしく、したがって機械強度などにはあまり影響を与えずに、伸び率のような粘性と関係をもつものと考えられる。Fig. 7はクロム添加試料での非金属介在物の清浄度、引張り強さおよび伸び率を示すもので、クロム添加の増加で非金属介在物の清浄度は増し、それにつれ伸び率が減少していることがわかる。また引張り強さと清浄度の関係はみだしがたい。まったく同じことをニッケル添加試料について示したのが Fig. 8である。この場合はニッケル添加量と非金属介在物の清浄度はまったく不規則で、清浄度と引張り強さおよび伸び率の間にも相関性をみいだすことは困難であった。クロム添加試料におけ

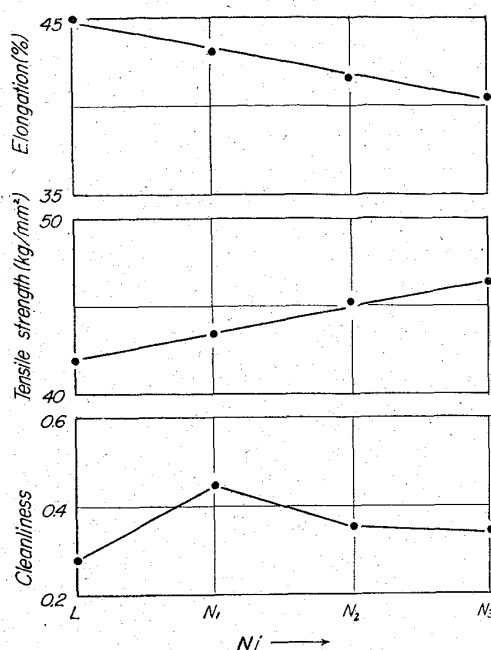


Fig. 8. Relation between mechanical properties and cleanliness in the steel containing nickel.

る清浄度増加の傾向でさえ本質的なものであるかどうか疑わしいものである。以上の事実から非金属性介在物などのように軟鋼の機械的性質に寄与しているかを、ニッケル、クロム添加の立場から調べることは困難なことであると考えられる。なお Table 3 は各試料につき求めた非金属介在物の清浄度を示す。方法は学振法第3法により、顕微鏡の倍率は 400 倍で 60 視野である。dA、dB および dC は、A系、B系およびC系の非金属介在物で、dは清浄度でA、BおよびC系の和である。

2.5 結晶方位

金属板を深絞りするとき生ずる現象で材料の結晶方位と関係のあるものとして著名なものに、カップの耳の発生がある。この耳の発生が製品におよぼす影響は、その後の加工過程を増加せしめるため、その発生がみられないような板であることが望まれ、その原因は材料の結晶方位に依存する度合の強いことがわかった^{12)~15)}。このように結晶異方性が顕著なものほど、高い耳を発生させることから、深絞り用材料としては結晶方位の因子はマイナスであると考えられ、無方向性の板が望まれて来

Table 3. Cleanliness of Samples.

Cleanliness	Samples									
	L	N 1	N 2	N 3	C 1	C 2	C 3	NC 1	NC 2	NC 3
d %	0.295	0.458	0.350	0.341	0.341	0.416	0.546	0.387	0.258	0.445
d A %	0.104	0.075	0.141	0.050	0.054	0.079	0.175	0.075	0.041	0.108
d B %	0.062	0.129	0.058	0.075	0.075	0.091	0.150	0.083	0.050	0.108
d C %	0.129	0.254	0.195	0.212	0.212	0.245	0.212	0.229	0.166	0.229

た。しかし深絞り性的見地からは結晶方位の因子を無視することは不可能で、むしろ結晶方位的因子を主体として絞り性表示が行なわれるべきであるとして提唱されたのが、いわゆる LANKFORD の R 値である。この R 値は単に strain ratio R ともいわれ、絞り性表示値として有用であることが、鉄鋼材料について R. L. WHITELEY²⁾ (16)(17) によつて示された。またこの R 値はその本質から結晶方位と密接な関係のあることが示された³⁾ (18)(19)。したがつてカップの耳と R 値との間には、かなり密接な関係のあることが考えられるが、このことを示したものに R. L. WHITELEY¹⁶⁾ (17) および五弓・鈴木²⁰⁾ がある。しかし R 値はあまり耳と関係なく、むしろ加工硬化係数 n との相関性の強いことを示す研究者²¹⁾ もある。

われわれはニッケルおよびクロームの微量添加が軟鋼の結晶方位にどのような変化をもたらすかを調べるために、(1) 深絞りしたカップに発生した耳の位置および高さ、(2) 磁化回転力曲線、(3) X線極点図を測定決定した。カップ耳の位置および高さの測定ならびに磁化回転力曲線の決定は、全試験につき冷圧状態、再結晶状態および焼鈍状態で行ない、その結果から X線極点図を定むべき試料を選んだ。なお冷圧状態では深絞りができなかつたので、結晶方位は冷圧時のままでしかも絞りができるような歪取り焼鈍を行なうために軟化曲線を描き Fig. 9 の結果を得た。

これから再結晶しないで加工可能温度として 400°C で焼鈍した。

2.5.1 カップの耳

全試料板から直径 35mm のブランクを打抜き 400°C、680°C および 930°C にて 30min 無酸化焼鈍を行ない、ダイス孔直径 19.95 mm、ポンチ直径 17.46 mm で深絞りを行なつてカップとしたものについて、耳の位置および高さを測定した。耳の高さはカップ周縁の高低を測定して、谷部と山部の差で表わした。耳の数はすべて 4ヶであつて、耳の位置は圧延方向から 0°~90° と 45° の二種であつた。

上述のように、耳の発生位置は材料の結晶方位に強く支配されていると考えられるから、その発生位置が変化することは、結晶方位が変つたことを推測しうる根拠と

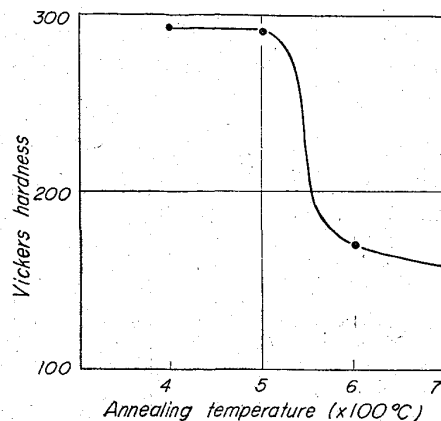


Fig. 9. Relation between hardness and annealing temperature.

なりうるものと考えられる。また無方向性の板であれば耳は発生せず、カップ周縁は平坦であるが、集合組織の規整度が高くなるにつれ一般には耳もその高さを増すものである。しかし結晶方位のいかんでは一たとえばカップに成形するときに板厚方向に多く変位するような結晶方位—その規整度がいくら高くても耳の発生はほとんどみられないであろう。

400°C に焼鈍したものは全試料とも 4 コの 45° 耳であり、930°C の場合は耳の発生はみられず、カップの縁は平坦であつた。680°C に焼鈍したものの耳の発生位置および高さは Table 4 に示すとおりである。これから明らかのように、ニッケル添加試料では耳の発生位置は試料 L と同じ 0°—90° の 4 コ耳で、高さの変化もニッケル添加による規則性はなさそうで、その影響はほとんどみられない。クローム添加試料では試料 C3、NC3 にみられるように、その添加量が 0.5% 以上になると耳の位置は普通鋼の試料 L が 0°—90° 耳であるのに対し 45° 耳であつて、その添加量の増すにつれて耳の高さは減少する傾向がある。このように 680°C で再結晶処理を行なうと 0°—90° 耳となるが、試料 C3 と NC3 は 400°C 処理のものと同じ 45° 耳であることは、クローム量が 0.5% 以上のものは再結晶処理をしても、その集合組織は冷圧時のものを残すことが推測される。また冷間圧延集合組織に対する影響はニッケル、クロームでその差はなく、ともに 45° 耳となるような結晶方位で

Table 4. Position and Height of Cup's Ear.

Samples	L	N 1	N 2	N 3	C 1	C 2	C 3	NC 1	NC 2	NC 3
Cup's Ear										
Position	0°—90°	0°—90°	0°—90°	0°—90°	0°—90°	0°—90°	45°	0°—90°	0°—90°	45°
Height(mm)	0.509	0.376	0.398	0.514	0.322	0.258	0.286	0.542	0.121	0.04

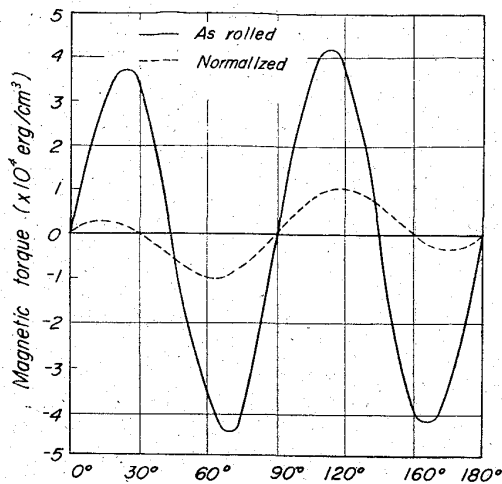


Fig. 10. Magnetic torque curve of sample L as rolled and normalized.

あり、焼準処理でもニッケル、クローム添加の差はなく、ともに耳の発生しないような結晶方位および規整度をもつものであることが考えられる。

2.5.2 磁化回転力曲線

試料を直径 20mm の円板に打抜き、680°C および 930°C でそれぞれ 30min 焼鈍したもの、および冷圧のままのものを 2500 Oe の磁場中でその磁化回転力を測定し曲線を描いた。冷圧のままのものの磁化回転力曲線は、全試料がほとんど類似したもので Fig. 10 の実線で代表させることができる。この曲線は試料 L の冷圧のままのものの磁化回転力曲線であつて、これは (100) [011] 方位を主方位とした集合組織を示すものと思われる。930°C 焼鈍のものも全試料がほとんど同形の磁化回転力曲線を示し、Fig. 10 の点線の曲線で代表させることができる。これは試料 L を 930°C で焼鈍したものの磁化回転力曲線である。このように Fig. 10 は試料 L を 930°C で焼準したときと冷圧のままの磁化回転力曲線を点線および実線で示したものである。これより明らかのように曲線の振幅はかなり異なっているが、その形状はかなり類似したものである。点線で示される焼準状態の曲線の振幅が非常に小であることは、この処理では一般に軟鋼は無方向性に近くなることを示すもので、またその形状が冷圧のままの磁化回転力曲線に類似していることは、その結晶方位が無方向性に近いけれど多少冷圧組織を残すことが考えられる。このことと全く同じことを BURNS & HEYER¹³⁾ は X 線極点図を用いて次のように述べている。すなわちキルド鋼およびリムド鋼を焼準すると、その X 線極点図は X 線強度を著しく減少したもので無方向性に近づくが、(100) [011] 方位は多少残つて冷圧組織と類似のものになることを示した。

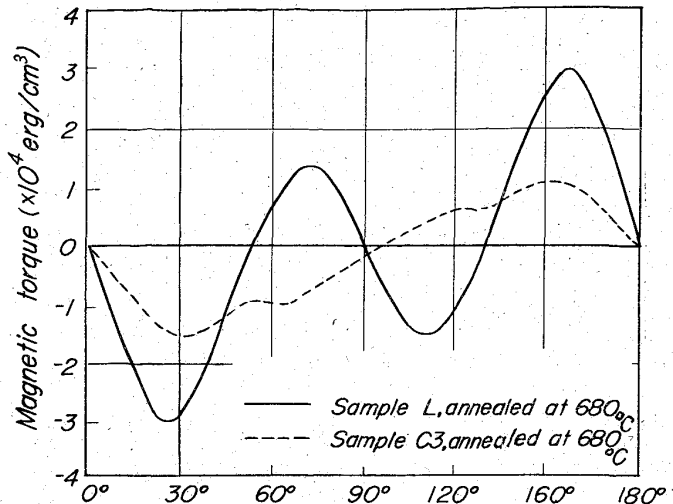


Fig. 11. Magnetic torque curve of samples L and C3 annealed at 680°C.

680°C 処理のものの磁化回転力曲線は試料 L, N1, N2, N3, C1, C2, NC1, および NC2 の群と、試料 C3, NC3 の群の二つの型に大別することができる。これら二つの群の磁化回転力曲線を代表的に示したものが Fig. 11 であつて、実線は試料 L を、また、点線は試料 C3 をそれぞれ 680°C に処理したときのものである。これより明らかのように実線は 4 コのピークをもつてに対し、点線は 2 コのピークをもつていて、両者の結晶方位には差があることが考えられる。このように軟鋼にニッケルおよびクロームを微量ずつ添加していつたものの再結晶方位は、軟鋼の再結晶方位と大差ないが、クローム量が 0.5% 以上のものの再結晶方位は軟鋼の再結晶方位とは異なっていることが磁化回転力曲線から推測される。なおこのことは再結晶処理したもののカップの耳において、試料 C3 と NC3 ではその発生位置が 45° で、他の試料では 0°-90° に発生することに対応するものと考えられる。

2.5.3 X 線極点図

方向性をもつた材料を深絞りすれば、絞られたカップに耳を生ずることはよく知られたことである。COCK & RICHARD¹³⁾ および WILSON & BRICK¹⁴⁾ らは材料の結晶優越方位がカップの耳の発生位置を定めるものであるとして、きわめて単結晶の見地から多結晶材料の耳の発生と結晶優越方位との関係を論じているが、必ずしもよい結果を示すものとはいえない。これに対し G. E. G. TUCKER¹⁵⁾ は作用応力の扱いに疑問があるとし、深絞りする素板には半径方向の引張り力と切線方向の力が均等に作用するものとして、最大剪断力説で結晶的に計算した結果と、実際にアルミニウム単結晶を深絞りしたカップの耳の発生位置および高さの測定値がよく一致す

ることを示した。

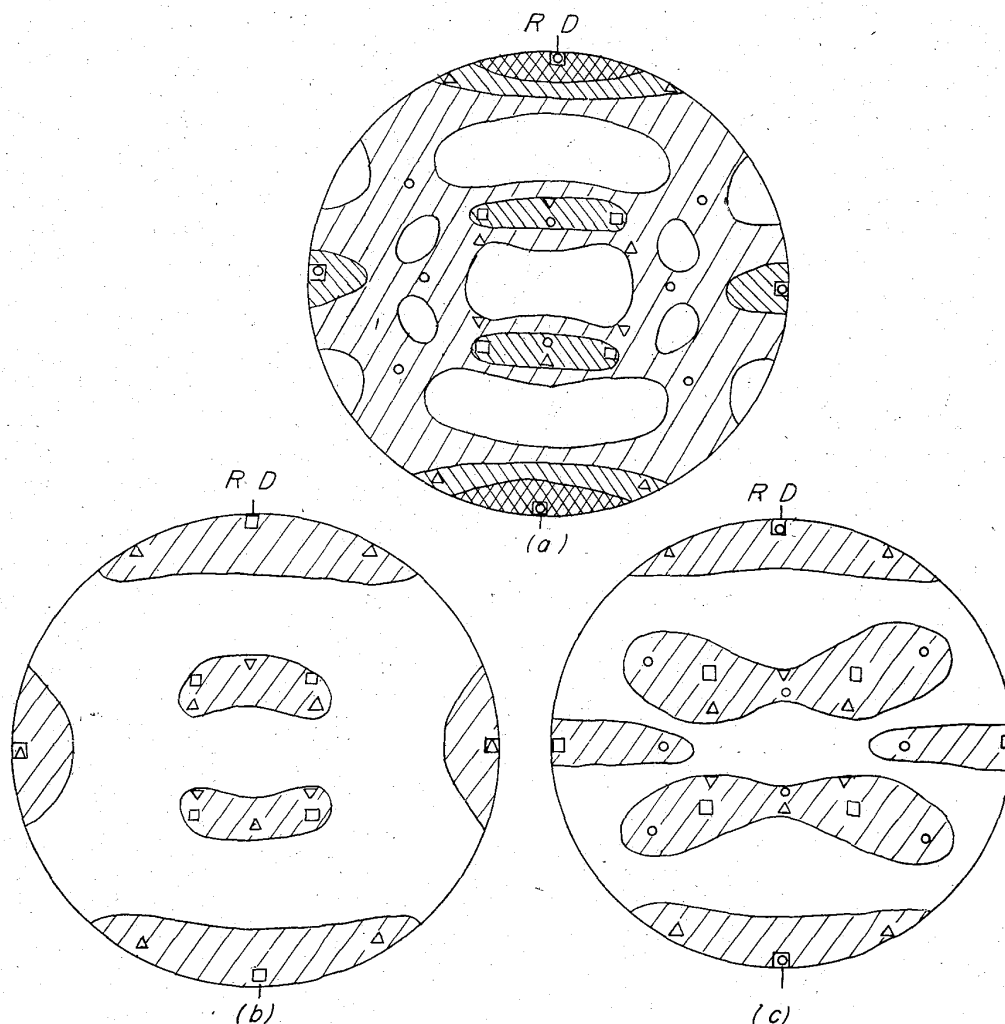
このように結晶方位はカップの耳の発生位置を左右する重要因子の一つであることは疑いなく、結晶優越方位の規整度は耳の高さに関連性を有するものと考えられる。

また、磁化回転力曲線だけで材料の集合組織を決定することは、必ずしも可能でないことは Sixtus²²⁾の示すとおりであるが、磁化回転力曲線を定める重要因子の一つは結晶方位である。これらのことは、カップの耳も磁化回転力曲線とともに結晶方位依存性がきわめて大であるが、逆にこれらの測定だけで結晶方位を決定することは必ずしも可能でないことを示すものである。しかしカップの耳の測定および磁化回転力曲線も本実験のように試料相互の集合組織の比較には有効な方法と考え、

これらの結果をもととしてX線極点図による結晶方位決定のための試料を次のように定めた。

カップの耳の結果によれば、その発生位置は試料 C3 と NC3 の二つだけが圧延方向から 45° であつて、他の試料ではすべて 0°—90° であり、また磁化回転力曲線の結果もきわめてよくこれに対応し、試料 C3 と NC3 だけが二つのピークをもつ曲線で、他のすべての試料は四つのピークをもつ曲線であつた。しかも冷圧状態での結晶方位をもつものと思われる 400°C 焼鈍のもの耳の発生位置が圧延方向から 45° であつたことから、試料 C3 と NC3 の再結晶方位は冷圧組織と類似のものであると考えられるが、試料 NC3 は耳の高さがきわめて低いことから全体的には無方位に近いものと考えられる。

以上の理由から、われわれは試料 L の冷圧状態および



□ (100) [110] ○ (112) [110] △ (111) [112]

Fig. 12. (a) is (110) pole figure of sample L as rolled. (b) is (110) pole figure of sample L annealed at 680°C. (c) is (110) pole figure of sample C3 annealed at 680°C. These figures show that the annealing texture of sample C3 is different from that of sample L, but is similar to the rolling texture of sample L.

680°C 焼鈍状態と試料 C3 の 680°C 処理の三種について X 線極点図を決定した。これらはすべて Mo-K α の特性 X 線を用いて、電圧 40kV、電流 10mA で自記記録 X 線装置により X 線極点図を決定し、Fig. 12 にこれらを示した。Fig. 12(a)(b) は試料 L の冷圧状態と 680°C に処理したものの (110) 回折線極点図であり、Fig. 12(c) は試料 C3 を 680°C に処理したものの (110) 回折線極点図である。これらより明らかのように冷間圧延集合組織は (100) [011] 方位を主方位とし、微小方位の (112) [1 $\bar{1}$ 0] 方位と (111) [11 $\bar{2}$] 方位からなっている。

(100) [011] 方位が主方位であることは Fig. 10 の磁化回転力曲線の結果とも対応するものである。Fig. 12(b)(c) はともに鮮鋭さをかなり欠いた X 線極点図である。試料 C3 の 680°C 処理のものについては、カップの耳の発生位置から、その結晶方位は冷圧組織と類似のものであることが期待される。このものの X 線極点図は Fig. 12(c) に示されているが、Fig. 12(a) の示す結晶方位は (100) [011] が主方位で、(112) [1 $\bar{1}$ 0]、(111) [11 $\bar{2}$] が微小方位で示されるような冷圧組織であるのに対し、これら三つの方位がほぼ同量ずつ存在し、全体として方位規整度の低い、鮮鋭さを欠いた結晶方位であることがわかる。したがって試料 C3 の再結晶集合組織は冷間圧延時のものと類似したものであるといえる。Fig. 12(b) から試料 L の再結晶集合組織は (111) [11 $\bar{2}$] と (100) [011] の二つの方位からなっている方位規整度の低い組織であることがわかる。

これに対応する磁化回転力曲線からは (110) [001] 方位が期待されるのに、Fig. 12(b) の X 線極点図には (110) [001] 方位の存在はみいだすことはできない。これと同じことを C. G. DUNN²³⁾ は、五弓・阿部²⁴⁾ が珪素鋼で、(100) [011]、(112) [1 $\bar{1}$ 0] および (111) [11 $\bar{2}$] 方位の分散で示される集合組織で、全然 (110) [001] 方位のないにもかかわらず、その磁化回転力曲線が (110) [001] 型であることを示していることを取り上げ、いろいろ議論しているが、その理由は明確には示されなかつた。

以上のことから、軟鋼の結晶方位に対するニッケル、クロームの微量添加の影響はほとんどみられなかつたが

クローム 0.5% 以上の添加ではその再結晶集合組織が冷間圧延時の結晶方位と類似したものであることがわかつた。

2.6 深絞り性試験

J.I.S. コニカルカップ試験方法の 21 型によりコニカルカップ値を定めた。680°C および 930°C 処理のものについて、10枚ずつの試片について Conical Cup test を行ない、その平均値を Table 5 に示す。

Table 5 より明らかのように、680°C 処理のものコニカルカップ値はニッケル添加の影響をほとんど受けないが、クロームの場合はコニカルカップ値は増加する傾向がみられ、このことはニッケル、クローム同時添加の NC 系の試料により明りようにみられる。なおクローム添加の試料 C2 でコニカルカップ値が低いことは興味深いことである。これと同じことが 930°C 処理のものコニカルカップ値にも見られるが、全体としては 680°C 処理のものよりその値は小で、かなりはつきり深絞り性の改善がみられる。

絞り性表示には Swift の限界絞り比およびコニカルカップ値などの直接試験法に対し、単に引張り試験を行なうだけで得られる LANKFORD の R 値 (Strain Ratio R) がある。この R 値は絞り性表示としてかなり有用であることが鉄鋼材料についていわれている。しかしその本質から R 値は引張り方向が異なれば違つた値になることは明らかで、Fig. 13 は試料 L を 680°C に処理したも

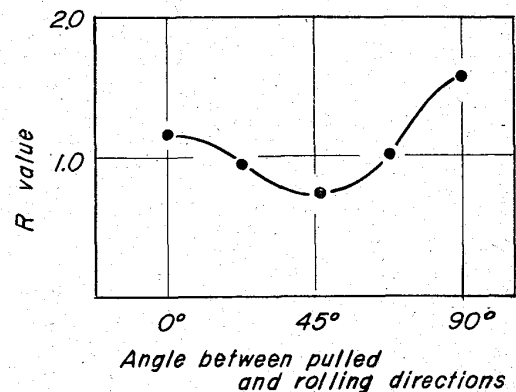


Fig. 13. This curve shows the typical manner in which the strain ratio varies with test direction in the steel sheets tested in this study.

Table 5. Conical cup values (mm)

Ann. Temp. °C	Samples									
	L	N 1	N 2	N 3	C 1	C 2	C 3	NC 1	NC 2	NC 3
680	48.2	48.3	48.4	48.2	48.5	48.1	48.8	48.4	48.3	48.8
930	47.8	47.9	47.8	47.8	47.8	47.2	47.6	47.6	47.6	48.2

Table 6. R values of samples annealed at 680°C.

Ann. temp.	Samples									
	L	N 1	N 2	N 3	C 1	C 2	C 3	NC 1	NC 2	NC 3
680°C	1.10	1.09	1.07	1.08	1.04	1.20	0.96	1.05	1.06	0.99

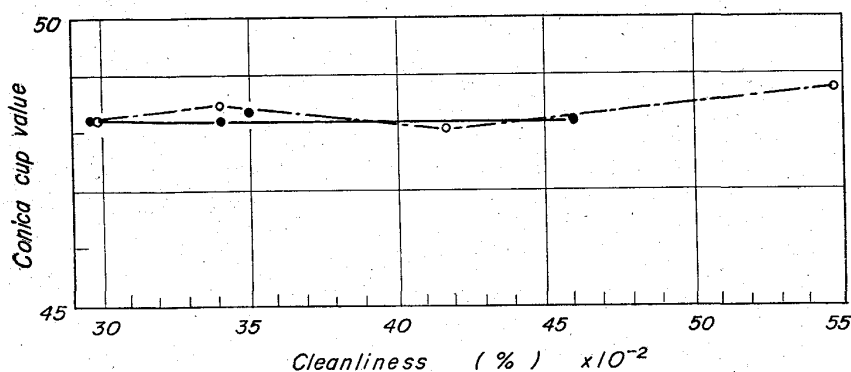


Fig. 14. Relation between conical cup value and cleanliness. This figure shows that conical cup value is independent of cleanliness.

のについて、圧延方向から 0°, 22.5°, 45°, 67.5°, および 90° を引張り方向としたときの R 値を示す。本実験に供された試料の 680°C 処理における各角度の R 値は、ほぼ Fig. 13 と同じ傾向を有するもので、45° 方向の R 値が最小で、0° 方向と 90° 方向の R 値が高いが、90° 方向は 0° 方向よりもすべての場合高い値を示した。このように引張り方向により R 値は異なっているが、0° 方向の R 値は絞り性と正の相関を有することが示されている。したがってわれわれは各試料の 680°C 処理のものにつき、圧延方向から 0° 方向を引張り軸とするときの R 値を Table 6 に示す。

Table 6 の示すように R 値の結果から得られるニッケルおよびクローム微量添加の絞り性への影響はコニカルカップ値の結果から得られるものと同じ傾向がみられる。またこれら R 値が 1 前後で示されていることは、その結晶方位依存性よりこれら材料を 680°C 処理した再結晶集合組織がかなり鮮鋭さを失った X 線極点図 [Fig. 12(b) 参照] で示されることに対応するものである。

3. 結果の検討

深絞り性に関係ある金属学的因子として、非金属介在物、結晶粒度および結晶異方性があるとして、ニッケル

およびクロームを微量ずつ添加した軟鋼の深絞り性を究明する目的で諸実験を行なった結果について述べてきた。

しかし非金属介在物のニッケルおよびクローム添加による変化には、Table 3 にみるように、その規則性をみいだすとはかなり困難であり、かつ Fig. 14 に示すように、ニッケル添加の場合の非金属介在物の清浄度が増加してもコニカルカップ値はほとんど一定であるのに対し、クロームの場合は清浄度とコニカルカップ値の関係はまったく不規則である。なお Fig. 14 に

おける実線はニッケル添加の場合、点線はクローム添加の場合を示している。このように非金属介在物が絞り性とあまり明確な関係をもたない。これは清浄度が A 系、B 系および C 系の非金属介在物の総和であることより、その種類によつては金属とともに変形するものも、しないものも含まれていることになるためと考えられるが、非金属介在物の形状、種類、大きさおよび分布などその影響も異なるであろうが、今日ではこれらを規整することは困難であるため、その効果を明確にはしがたいと思われる。

結晶粒度と絞り性はかなり関連性のあることが経験的にいわれてきたが、このこともあらゆる場合に適用できるかどうか疑問であつて、塑性曲線的に関連性の有無がみ分けられるのではなからうかという提唱を五弓・鈴木⁴⁾が行なっている。本実験では焼鈍前の圧延度を一定し、結晶粒の大小は添加したニッケル、クロームの影響のみによるようにした。680°C 焼鈍のものの再結晶粒の大きさは Table 7 に示す通りである。結晶粒の大きさはそれほど大きく変化していないが、ニッケル添加は結晶粒を小さくし、クローム添加は結晶粒を大きくする傾向がみられる。しかし試料 C 2 の結晶粒の大きさは他のものより比較的大であつて、Table 5, 6, にみるように、絞り性もまた他より比較的改善がみられるものであ

Table 7. Grain Sizes of Samples.

Sample	L	N 1	N 2	N 3	C 1	C 2	C 3	NC 1	NC 2	NC 3
Grain size (mm)	0.080	0.071	0.065	0.075	0.092	0.115	0.086	0.082	0.066	0.075

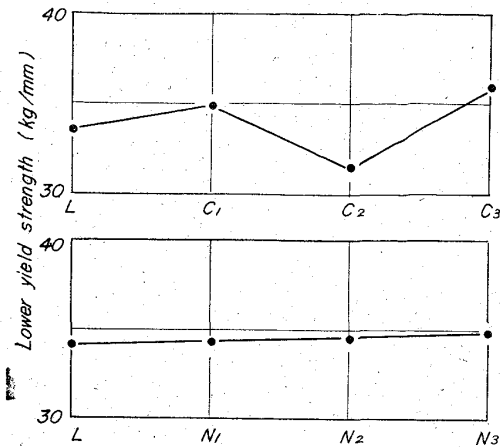


Fig. 15. Influence of nickel and chromium contents on the lower yield strength.

る。このことを引張り試験の結果からみると、Fig. 15に示すように、試料 C2 の下降伏点は他のものに比しかなり低い値であるのに対し、Fig. 1 より明らかなように引張り強さは試料 C1 とほとんど同じであることに対応する。すなわち試料 C2 の下降伏点は 10 種の試料中で最小の値であつて、引張り強さは他の試料なみである。したがつて試料 C2 が Table 5, 6 に示すように最も絞り性良好であることが絞り機構より考えられる⁴⁾。しかし試料 C2 以外のものについては、結晶粒の大小からは絞り性の変化は説明できない。これは結晶粒の大小の変化が僅小で、かつ Fig. 15 のニッケル添加の下降伏点の変化と Fig. 1 のニッケル添加の引張り強さの変化はほぼ並行的であるようなことから考えられる⁴⁾。

R 値は引張り方向が圧延方向となす角によつて異なることは明らかであるが、普通軟鋼板の再結晶集合組織をもとに圧延方向からの各方向の R 値を考えると Fig. 13 に示すものと同形で、45° 方向が最小値であるような二次曲線で 0° 方向より 90° 方向が常に高い R 値で示さ

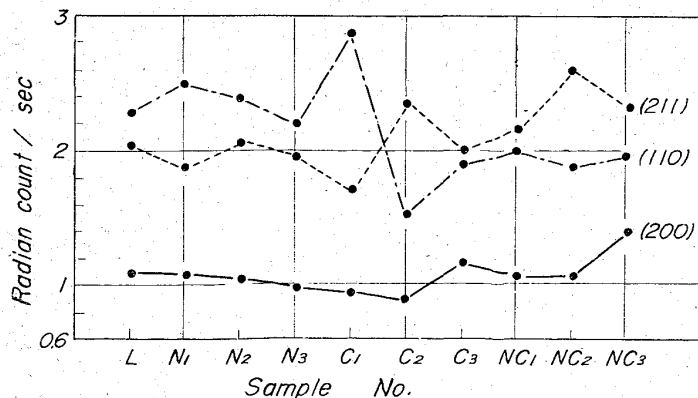


Fig. 16. This figure shows the integrated intensities of the (200), (110) and (211) lines, parallel to the rolling plane.

れる。したがつて Table 5, 6 の結果から、軟鋼では圧延方向から 0°, 90° 方向を引張り軸とすると R 値は絞り性と正の相関性があるものと考えられる。引張り方向により異なる R 値をいかに扱つて絞り性表示値とするかは問題のあるところであるが、上の事実にもとづき圧延方向から 0° 方向を引張り方向としたときの R 値を使用した。

キルド鋼およびリムド鋼において絞り性と LANKFORD の R 値とは正の相関性を有することが報告されている。

また、Table 5, 6 に示すようにコニカルカップ値と圧延方向から 0° 方向に引張つたときの R 値とはかなりよく対応していて、しかも R 値は結晶方位にかなり強く支配されている³⁾ ものである。したがつて結晶方位と絞り性とはかなり密接な関係があると考えられる。しかし I 5 結晶方位の結果のように、これら試料の再結晶集合組織は (100) [011] および (111) [112] 方位からなるが、鮮鋭度のかなり低いもので示される普通軟鋼の再結晶集合組織に類似のものであるけれども、クロム添加が 0.5% 以上の試料 C3, NC3 では冷圧組織と同じである (100) [011], (112) [110] 方位および (111) [112] 方位がほぼ均等にかつかなり鮮鋭度の低いものであることだけでは、Table 5, 6 に示す絞り性の説明は困難である。また深絞りの本質より、これに寄与する結晶方位は LANKFORD の R 値を向上せしめるような結晶面が試料板面に多数存在することが望ましく、圧延方向にどの結晶方向が並行であつても関係ないと考えられるので、試料板面に平行に存在する結晶面存在量を X 線積分強度で表わした。それぞれの試料についてその中の (222), (200) 面および (112) 面の X 線積分強度を Fig. 16 に示す。この X 線積分強度は、2.5 結晶方位の結果にかなりよく追従するもので、その上こまかい変化を示しているものと思われる。これら X 線積分強度中 (222) 面の存在は R 値を上昇せしめ、(200) 面の存在は R 値を減少せしめるものであることは理論的に考えられるものである。事実軟鋼において (200) 面の試料板面での欠除は R 値を向上させることを R. L. WHITELEY¹⁷⁾ が示しており、また、五弓・鈴木は軟鋼において (200) 面の試料面での存在量がかなり減少することにより絞り性が改善されることを報告⁴⁾ している。Fig. 16 をこのような観点からみて Table 5, 6 の絞り性試験の結果と比較すると (222) 面および (200) 面の X 線積分強度の変化は絞り性試験結果に追従していることがわかる。すなわちニッケル添加試料 N1, N2, N3 では普通軟鋼試料 L とコニカルカップ値も R 値もあまり変化していないが、これに対応

して(222)面および(200)面の存在量もそれほど顕著な変化は認められない。しかしクローム添加試料 C1, C2, C3 では、試料 C2 は全試料中で最も絞り性が良好で、試料 C3 は逆に最も悪いことを Table 5, 6 に示している。これは試料 C2 の(200)面の試料面に平行な存在量は Fig. 16 より全試料中最小で、(222)面の存在量は他に比しかなり多く、また試料 C3 では(200)面の存在量が試料 NC3 について多量であることから説明できる。同じように、ニッケル、クローム同時添加試料 NC1, NC2, NC3 でもその絞り性は Fig. 16 の(200), (222)面の試料板面に平行な存在量から説明できると考えられる。以上のことから(222)面の存在量の多少の増減より(200)面の存在量の変化の方がより鋭敏に絞り性に影響しているように思える。

Table 5 に示す 680°C の再結晶処理のものと 930°C の焼準処理のものでは、焼準処理の方がかなり顕著に絞り性を改善しているが、このことは焼準効果がかなり絞り性に有効であることを示すものである。しかし Fig. 10 に示すように、焼準効果は結晶方位に対し無方位で僅少の冷圧組織を残すように表われる。したがって焼準状態での絞り性は、結晶方位的には無方向性のものと、焼準効果による機械的性質の変化によるものとの重合したものと考えられる。これに対し、再結晶処理のものの絞り性の水準が下まわっているのは、2.5 結晶方位の結果に示されるように、その集合組織がかなり鮮鋭さを欠いて結晶の方向性がかなり低い、すなわち無方向に近い状態であると考えられる。このことは Table 6 の LANKFORD の R 値の結果からも明りように読みとれる。すなわち $R = 1$ は無方向性の状態であるのに、ここに示されるものは 1, 2 のものを除くと大体 1 前後の値である。したがってこの再結晶状態のものの結晶方位は焼準状態に近いことになるのに、焼準状態はその効果により機械的性質変化が絞り性改善に役立つことから、焼準状態の方が絞り性のよいことが大ざっぱには考えられる。しかるに再結晶状態での絞り性の試料による変化は、水準を変えたとそのまま焼準状態の絞り性の変化になることは Table 5 より明らかであるが、焼準により全試料の結晶方位は無方向性に近くなることから、試料 C2 のように R 値の高いものも例外ではない。それにもかかわらず焼準状態でも試料 C2 の絞り性が他に優っているのは、先に結晶粒度で議論した塑性曲線的効果がのこるためと考えられる。たとえば試料 C2 については、他のものより降伏点はかなり低いのに、引張り強さはほとんど変わらないことによる塑性曲線的の絞り性向上と、LANKFORD R 値に表われたように、結晶方位的因子の絞り性改善への寄与の

二つが併せ効果をおよぼしていると考えられる。

なお本実験で、再結晶状態のものの絞り性は、焼準状態でのものより水準的に低いことは本質的のことではなく、圧延率などを変え、最高の絞り性をもつよう処理すれば焼準状態での絞り性をはるかに上回るであろうことは推測にかたくない。現に再結晶状態での軟鋼の絞り性のきわめて優良なものが多数ある。

4. 総 括

本実験に使用した試料は、ニッケルおよびクローム最大添加量がそれぞれ 0.963% および 0.645% の軟鋼であつた。このような試料につき行なつた実験から、ニッケルおよびクロームの影響を総括するとつぎのようになる。

A) ニッケルの影響

1. 降伏点、引張り強さは直線的に増加する傾向がある。
2. 伸びは直線的に減少する傾向がある。
3. 降伏点伸びには無関係である。
4. 降伏点伸びを消滅せしめるスキンプラス度にも無関係で、軟鋼と同量が必要である。
5. 結晶方位にはあまり影響しない。
6. 深絞り性はほとんど影響されない。

B) クロームの影響

1. 降伏点、引張り強さは増加の傾向を有するが、直線性を認められない。
2. 伸びは減少するが、その度合はニッケルの場合より著しい。
3. 降伏点伸びを減少せしめる。
4. 降伏点伸びを消滅せしめるスキンプラス度は、明りように減少している。
5. クローム 0.5% 以上になると、再結晶集合組織は冷圧組織と類似のものになる。
6. 深絞り性は劣化の傾向を有し、量が 0.5% 以上ではその傾向が顕著となる。

なお、ニッケル、クロームの同時添加の場合は、おおむね単純添加時の合成されたような影響がみられた。

本実験を終了するに当たり、試料の調製その他いろいろと御支援御協力を賜つた八幡製鉄 K. K. に深甚なる謝意を表します。

文 献

- 1) W. J. LANKFORD, S. C. SNYDER and T. A. BAUSER: Trans. Amer. Soc. Metals, 42 (1950) p. 1197
- 2) R. L. WHITELEY, D. E. WISE and D. J. BLICKWEDE: Sheet Metal Ind. 38 (1961)

- p. 349
- 3) 五弓, 鈴木(敬): 日本金属学会誌, 27 (1963) 2, p. 68
 - 4) 五弓, 鈴木(敬): 日本金属学会誌, 28 (1964) 8, p. 452
 - 5) P. H. FRITH: J. Iron and Steel Inst.(U.K.), 180 (1955) p. 26
 - 6) C. A. RDWARDS: The structure and properties of mild steel (1953) p. 63, 66
 - 7) R. L. WHITELEY, D. E. WISE and D. J. BLICKWEDE: "Drawability and anisotropy of metals" I. D. D. R. G. Colloquium, Paris, May, (1960)
 - 8) 五弓, 木原: 塑性と加工, 5 (1964) 8, p. 557
 - 9) J. J. GILMAN and W. G. JOHNSTON: J. Appl. Phys. 33 (1962) 9, p. 2716
 - 10) N. H. POLAKOWSKI: J. Iron and Steel Inst (U.K.), 172 (1952) p. 365
 - 11) B. B. HUNDY: J. Iron and Steel Inst(U.K.), 178 (1954) p. 127
 - 12) H. L. BURGHOFF and E. C. BOHLN: Trans. Amer. Inst. Min (Metall.) Engrs. 147(1942) p. 144
 - 13) M. COOK and T. Li. RICHARDS: J. Inst. Metals 69 (1943) p. 201
 - 14) F. H. WILSON and R. M. BRICK: Trans. Amer. Inst. Min (metall.) Engrs. 161(1945) p. 173
 - 15) G. E. G. TUCKER: Acta Met. 9 (1961) p.275
 - 16) R. L. WHITELEY: Blast Furnace and Steel Plant 48 (1960) p. 1245
 - 17) R. L. WHITELEY: Blast Rolled Products III p. 47~63 (1962)
 - 18) R. S. BURNS and R. H. HEYER: Sheet Metal Ind. 35 (1958) p. 261
 - 19) J. A. ELIAS, R. H. HEYER and J. H. SMITH: Trans. A.I.M.E. 224 (1962) p. 678
 - 20) 五弓, 鈴木(敬): 日本金属学会誌, (1964) 春季講演会にて発表
 - 21) C. CRUSSARD, D. LAJEBUNESSE et G. POMEY: "Influence de l'anisotrope des toles sur leur deformation plastique en sollicitation uni bixaxial" I.D.D.R.G. Colloquim, Paris, May, (1960)
 - 22) K. G. SIXTUS: Physics 6 (1935) p. 105
 - 23) C. G. DUNN: J. Appl. Phys. 29 (1958) p. 1609
 - 24) I. GOKYU and H. ABE: Proceedings of the First World Metallurgical Congress (1957) p. 580

焼入油の特性ならびに冷却作用について*

(油の鋼に対する焼入効果に関する研究—VI)

藤 村 全 戒**

On the Characteristic Properties and Cooling Actions of Quenching Oils.

(A study on the quenching effects of oil for steel—VI)

Yoshinori FUJIMURA

Synopsis:

In the present paper, the following points on the characteristic properties and cooling actions of quenching oil are revealed through analysis of the results reported in previous papers:

On the characteristic properties:

- (1) Simple or similar component oil does not show a remarkable quenching effect.
- (2) The mixture of low and high boiling point oils shows a remarkable quenching effect, and the maximum quenching effect appears toward the side of low boiling component.
- (3) The quenching effect of the mixture increases with a larger polarity of low boiling oil, and with a greater thermal instability of high boiling oil.

On the cooling actions of the mixture:

* 昭和28年4月本会講演大会にて発表 昭和39年7月23日受付
** 静岡大学工学部 工博