

Ni-MoおよびCu-Mo合金鑄鉄のアシキュラ組織と機械的性質について

On the Acicular Structure and Mechanical Properties of Ni-Mo and Cu-Mo Alloy Cast Irons

谷 川 実* 杉 山 昌 治*
Minoru Tanikawa Masaharu Sugiyama

内 容 梗 概

アシキュラ鑄鉄の製造には主として Ni, Mo が使用されるが, Ni の代りに Cu を使用した場合に鑄造状態で生ずるアシキュラ組織とその機械的性質について調査し, Ni を使用せる場合との比較検討を行なった。その結果本実験のように比較的冷却速度の大きい範囲ではアシキュラ組織をうるための Cu の効果が Ni に比べて小さいのでその使用量は若干増加する。また機械的性質は両者に大きな相違は認められず, わずかに Cu を使用した場合の硬度が高いが Ni の代用としても十分実用できるものと考えられる。しかしながら Cu は鑄鉄に対して溶解度をもち Fe-Fe₃C-Cu 系での三元共析点(α +Fe₃C+ ϵ)におけるオーステナイトの溶解度は約 2.86% なので冷却速度がおそく合金元素をさらに必要とする場合には応用できないのでおのづからその使用範囲は限定される。

1. 緒 言

アシキュラ鑄鉄の製造には Ni, Mo を主として用いているが, Ni の代用に Cu が使用されることもある。すなわちおもな合金元素の組み合わせとしては次の場合が考えられる。

(1) Ni-Mo (2) Cu-Mo (3) Ni-Cu-Mo

(1)についてはすでに多くの研究がなされ, 日立製作所清水工場においても現在この方法で高圧圧縮機用ライナ材を製造し好成績をあげており, その製造条件, 機械的性質に関してはすでに報告した⁽¹⁾。アシキュラ鑄鉄は機械的性質がすぐれ, 耐摩耗性についても注目されつつあり, 今後さらにその用途は広がると考えられるので(2), (3)の方法を用いて Ni より廉価で入手しやすい Cu を使用することによりアシキュラ鑄鉄の実用性はさらに開けてくるものと思われる。

この Cu-Mo 合金鑄鉄については古くは谷村氏ら⁽²⁾, 最近では音谷, 徳永氏ら⁽³⁾⁻⁽⁶⁾が一連の研究を行っており, 一方 A. De Sy 氏らも Cu-Mo 系⁽⁷⁾, Ni-Cu-Mo 系⁽⁸⁾合金鑄鉄について S 曲線を求めているが Ni-Mo 合金鑄鉄のように広く実用化されていないので, ここでは Cu が Ni に比べてどの程度まで実用性があるものかについて一応の基礎的検討をすることにした。

以上のような目的にしたがい今回は比較的冷却速度の大きい範囲内で Cu-Mo および Ni-Mo 合金鑄鉄の鑄造状態下における冷却条件とアシキュラ組織の関係, およびそれに伴う硬度, 抗張力の変化について調査し比較検討した。

2. 実 験 方 法

本実験は比較的冷却速度の大きい範囲内で Cu が Ni に比べてアシキュラ変態にどのような挙動を示すかを, おもに顕微鏡組織に基づいて調査し, さらに硬度, 抗張力を測定して現在製造している高圧圧縮機用ライナ製品(素材重量 100~500 kg)以外の小物製品に应用できるように検討した。

2.1 試料の作成と冷却条件

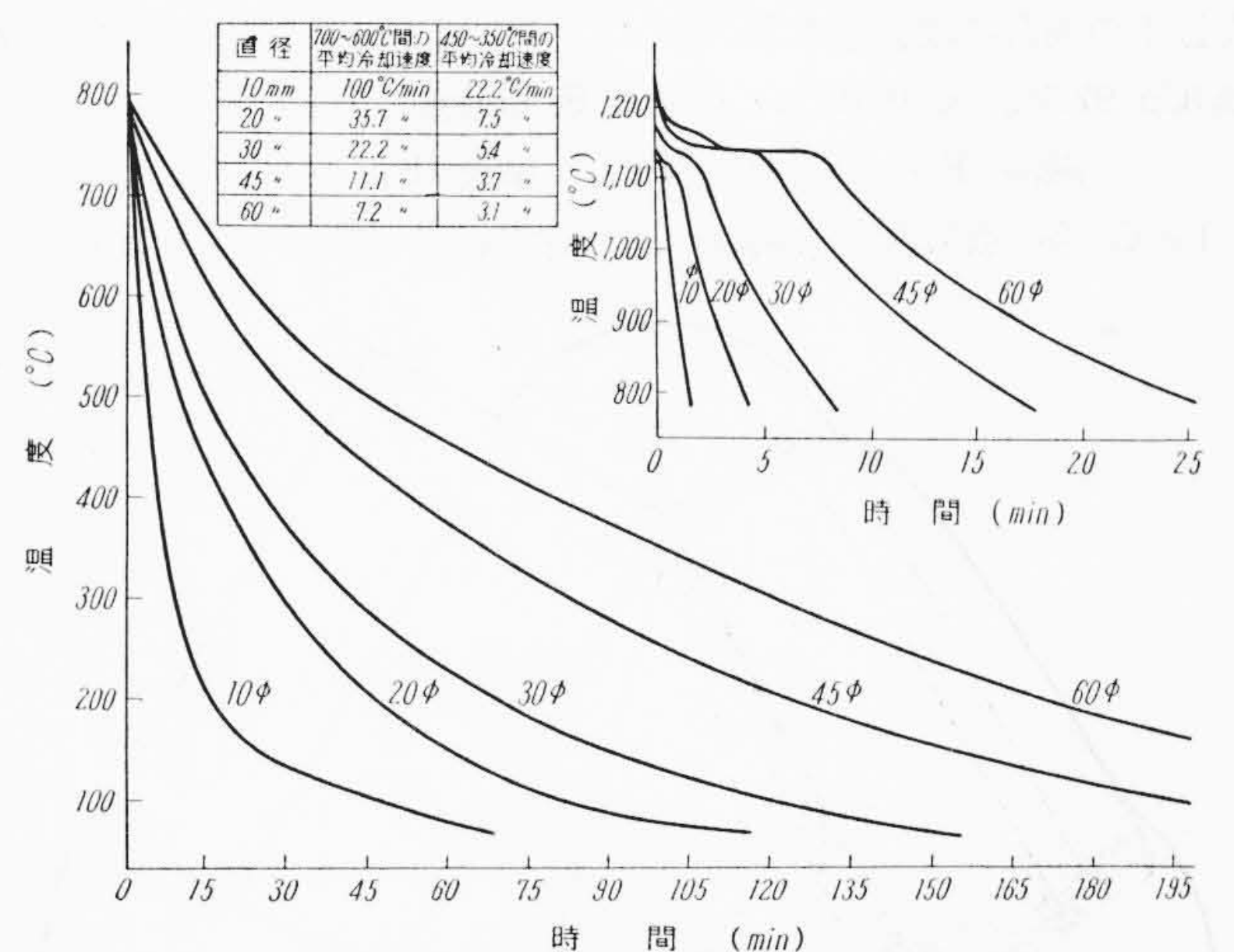
実際に適用しやすいように常時キュボラで溶解されている標準組成に近いものを選んで供試鉄とした。この供試鉄は 4 t 酸性キュボラにて溶解したものでその化学組成を第 1 表に示す。

この供試鉄をタンマン電気炉を用い黒鉛ルツボ内で急速に溶解し

* 日立製作所清水工場

第 1 表 供試鉄および再溶解供試鉄の化学組成 (%)

溶解鉄の種類	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ti
供 試 鉄	3.40	2.49	0.45	0.080	0.094	nil	<0.01
供試鉄をタンマン電気炉にて再溶解した場合の組成変化	3.53	2.34	0.44	0.082	0.093	nil	<0.01
	3.40	2.36	0.45	0.080	0.096	nil	<0.01
	3.45	2.32	0.44	0.080	0.091	nil	<0.01
	3.40	2.36	0.44	0.078	0.089	nil	<0.01
	3.42	2.35	0.45	0.080	0.089	nil	<0.01



第 1 図 各種試験棒の冷却曲線

Fe-Mn (Mn 75%), Fe-Mo (Mo 65%), 電解 Ni および Cu を添加し 1,500°C で 10 分間保持後取り出し 1,350°C で冷却速度を変化させるために直径 10, 20, 30, 45, 60 mm の油中子砂型に長さ 130 mm 以上となるように同一熔湯を鑄造して試料を作製した。試料の冷却速度と組織の関係を明らかにするため各種丸棒試料の中央部の冷却速度を熱電対にて測定しその結果を第 1 図に示す。冷却過程でアシキュラ鑄鉄がパーライト変態を行なうのは 650°C 付近, アシキュラ変態を行なうのは 480~320°C 区間なので, この付近の平均冷却速度を第 1 図に併記した。

なお試料作製の際, 供試鉄を再溶解した場合の化学組成を第 1 表に併記した。Si はやや減少するが再溶解した供試鉄各個間の変動は少ない。その他の組成はほとんど変化せず, いずれも分析誤差範囲内で合致しているので今後は添加元素のみ分析して検討することにした。

2.2 検鏡および硬度測定方法

検鏡は丸棒試料の中央破断面について行ない、マトリックスの各組織量の測定には顕微鏡を利用してカウンタによる積線分法⁽⁹⁾によった。この際検鏡では γ_R (残留オーステナイト) の判定がほとんど不可能なのでマルテンサイトに混在している場合はマルテンサイト、アシキュラに混在している場合はアシキュラとみなして組織量を求めた。

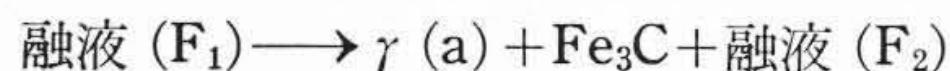
硬度は検鏡面付近の位置について鑄放状態とそれを 300°C で 10 時間焼戻した場合をブリネル硬度計 (鋼球 10 mm, 荷重 3,000 kg) を用いて測定し、その後前報⁽¹⁾と同じ方法で抗張力を測定した。

3. 実験結果と検討

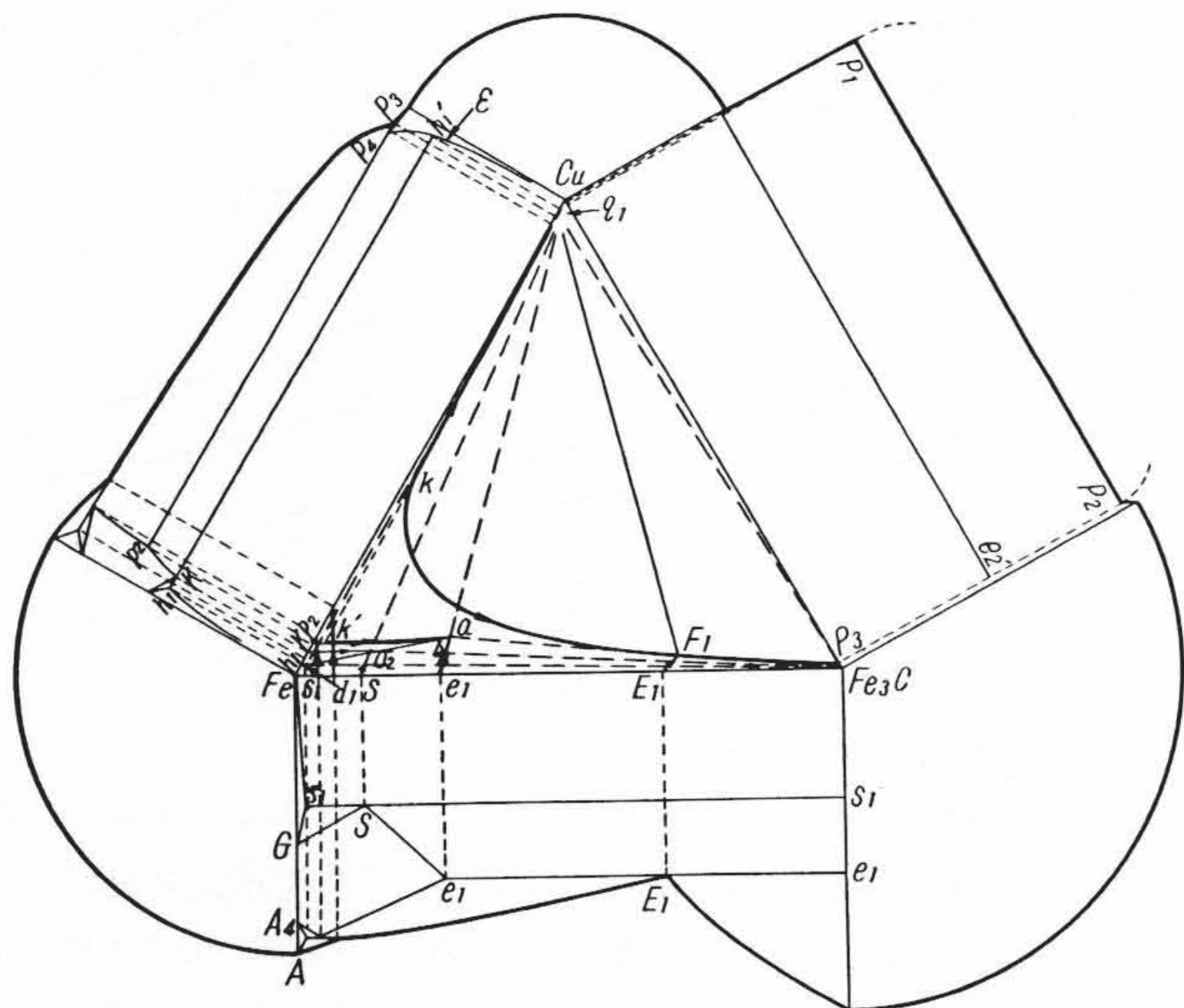
3.1 鑄鉄に及ぼす Cu の影響に関する若干の基礎的検討

実験方針ならびに結果の解釈の便となるように鑄鉄に及ぼす Cu の影響について少しく検討を加えると Cu は Ni と同様に黒鉛化を促進し、その効果は Ni の約 $\frac{1}{2}$, Si の $\frac{1}{5} \sim \frac{1}{10}$ 程度に微弱であるが黒鉛組織を微細化し、耐食性を増し、オーステナイトを安定にする作用があり、最近の A. De Sy 氏の研究結果⁽¹⁰⁾でも片状黒鉛鑄鉄の機械的性質を向上する元素として効果的であることが述べられている。

また Cu が鑄鉄の相変化に及ぼす影響について第 2 図に示す浜住、大平氏⁽¹¹⁾ の Fe-Cu-Fe₃C 系平衡状態図より検討してみる。ただし本実験試料はその他の元素を含むこと、非平衡状態であること、Fe-C 系も加えた複平衡図として考慮しなければならないことなどでそのまま受取れない点があるので大体の傾向をつかむに留める。鑄鉄組成に関する相変化と温度の関係を第 2 表に示す。Cu が 3.3 % 以上の場合には共晶点 F₁ で次のように三元偏共晶反応を生じ Cu 側 (Cu 97.3%, C 0.011%) の融液 F₂ を分離する。



Fe-C 系の凝固をする場合は反応時の組成も異なってくるであろ



第 2 図 Fe-Cu-Fe₃C 系平衡状態図⁽¹²⁾

第 2 表 Fe-Fe₃C-Cu 系準安定平衡状態における相変化と温度、組成の関係

反応点	反 応 の 説 明	温 度 (°C)	組 成 (%)	
			C	Cu
F ₁	二元共晶反応 融液 (F ₁) $\rightarrow$ γ (a) + Fe ₃ C	1,095	4.5	3.3
a	γ の C および Cu の最大溶解点	1,095	1.7	7.5
O ₂	三元共析反応 γ (O ₂) $\rightarrow$ α (α_1) + Fe ₃ C + ϵ	702	0.85	6.5
α_1	α の C および Cu の最大溶解点	702	0.04	0.4
ϵ	三元共析反応により生成した ϵ	702	0.005	~100

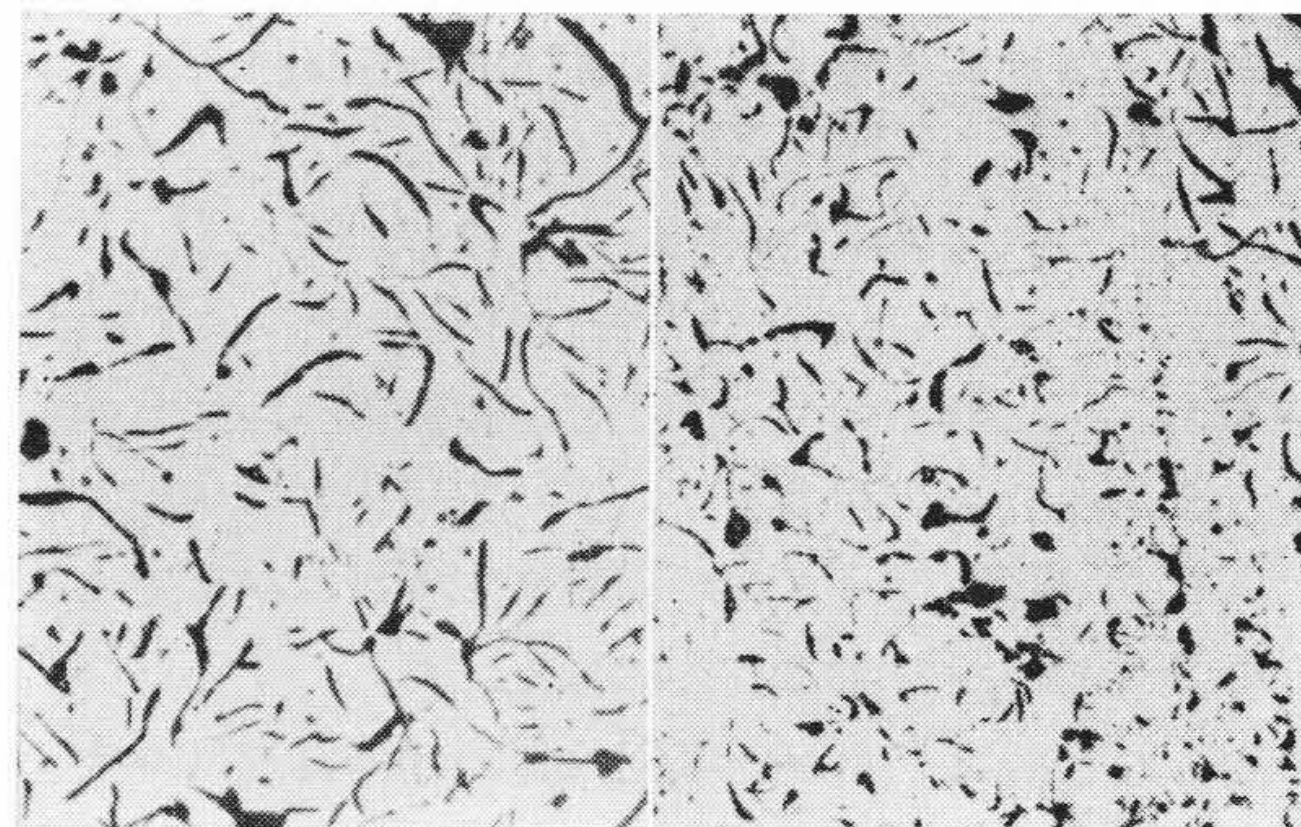
うが、ほぼ鑄鉄に 3.3% 以上の Cu を合金として添加しても分離偏析して無意味と考えられる。 γ (a) は aO₂ に沿って ϵ と Fe₃C を析出し、三元共析点 O₂ での γ (O₂) は共晶組成で約 2.86% に相当し、これ以上の Cu を添加しても ϵ として析出してしまうので合金元素としての効果は望めない。したがって実際の使用には Cu 2.5% 程度が限度と考えられる。一方 α に対する Cu の溶解度は著しく小さく三元共析点 O₂ ではほとんど純粋な Cu として析出してしまう。この点も Fe-Cu 系二元共析点 $\gamma \rightarrow \alpha + \epsilon$ における α の溶解度 3.4%⁽¹²⁾ に比べて異なっている。

3.2 鑄造組織、機械的性質に及ぼす Mn, Mo, Ni, Cu の影響

(1) Mn の影響

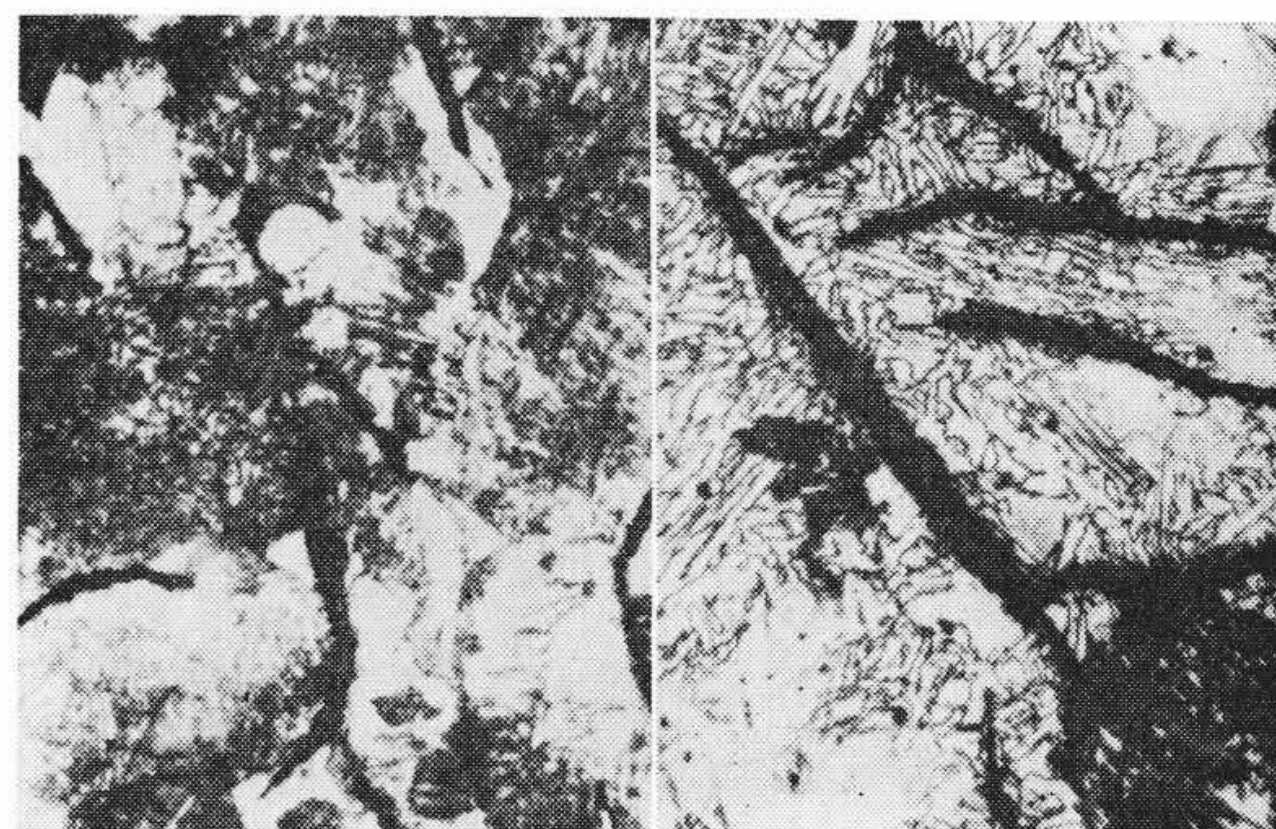
最初に基本組成の中でアシキュラ変態に最も影響の大きい Mn について検討した。Mn の影響が顕著に現われるようにアシキュラを得る臨界組成付近の Cu-Mo, Ni-Mo を選んで Mn を追加しながら 30 ϕ 試験棒に鑄造した。黒鉛組織は第 3 図のように Mn の増加にしたがい、Cu-Mo 系, Ni-Mo 系いずれの場合も微細化し、同時に委縮した形状を示す。

つぎに基地組織の一例を第 4 図に、基地組織量および硬度、抗張力測定結果を第 5 図に示す。低 Mn では第 4 図 (A) のようにソルバイトで黒鉛の周囲にフェライトが少量析出しているが Mn の増加に伴いフェライトは消失し、ソルバイトも減少してアシキュラが増加し (第 4 図 B 参照), Mn 0.8~1.0% で最も多くなり、それ以上の Mn ではマルテンサイトが増加するためにアシキュラは減少する。第 4 図 (B) の少量の白色塊状部は γ_R を含むマルテンサイトである。Mn 約 1.3% になるとパーナイト変態が抑制されるためアシキュラは微細化し、若干の低パーナイトが析出するが白鉄化作用はほとんど認められなかった。一方機械的性質については鑄放、焼戻硬度ともに Mn の増加により漸増し、1% を越えるとマルテンサイトのために急増し、加工性を害するおそれがある。抗張力は Mn 約 0.8% まで増加するが、それ以上加えて



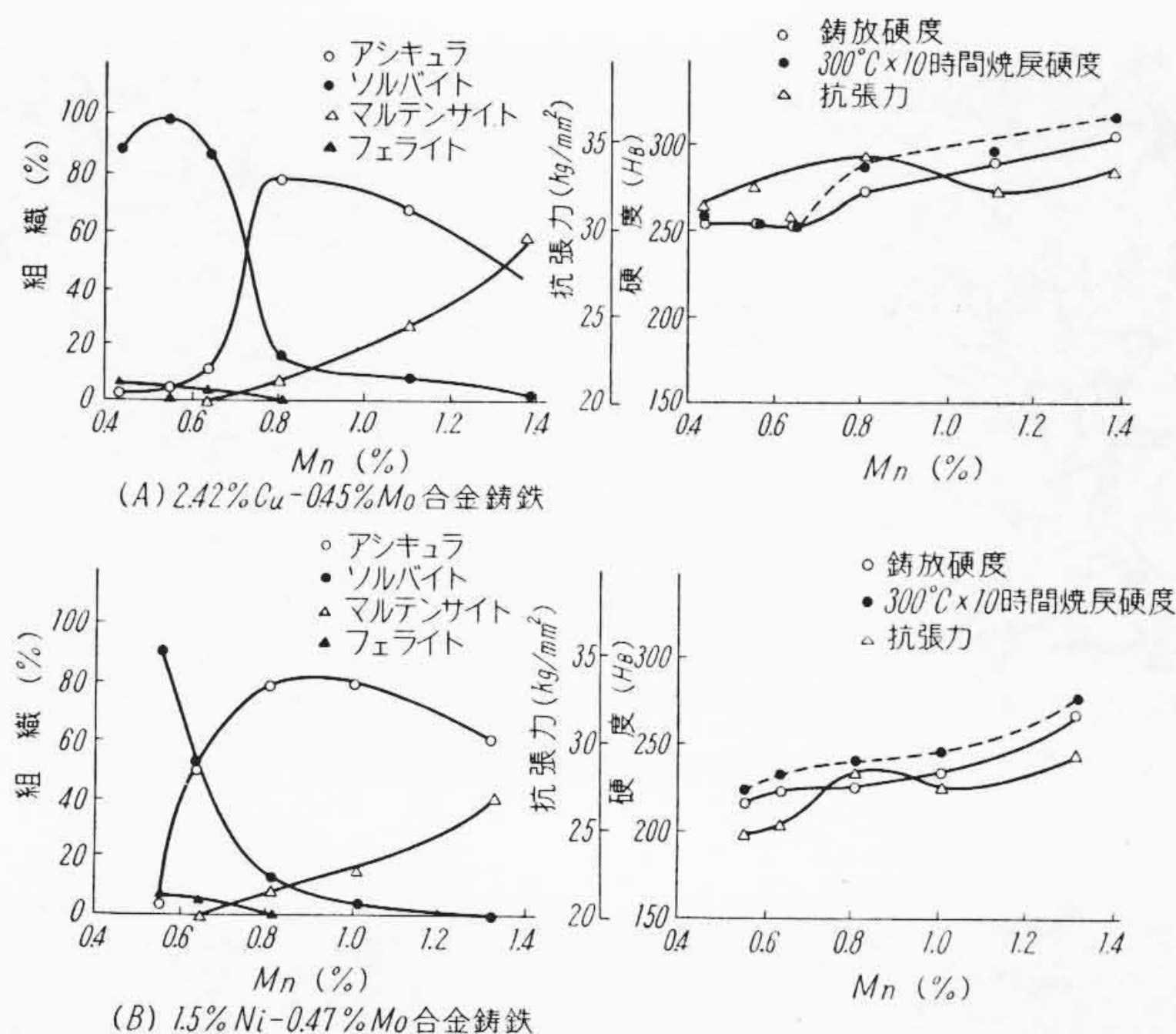
(A) Mn 0.56% (B) Mn 1.32%

第 3 図 1.56% Cu-0.48% Mo 合金鑄鉄の黒鉛組織と Mn の関係 (30 ϕ) ($\times 50$)



(A) Mn 0.55% (B) Mn 0.81%

第 4 図 1.5% Ni-0.47% Mo 合金鑄鉄の基地組織と Mn の関係 (30 ϕ) ($\times 400$)



第5図 基地組織および機械的性質と Mn の関係 (30 φ)

も効果的でない。したがって実際に使用する場合の Mn は 0.8~1.0% 程度が適量と考え、以後の実験ではすべて Mn を 0.8~0.9% 以内に行なった。

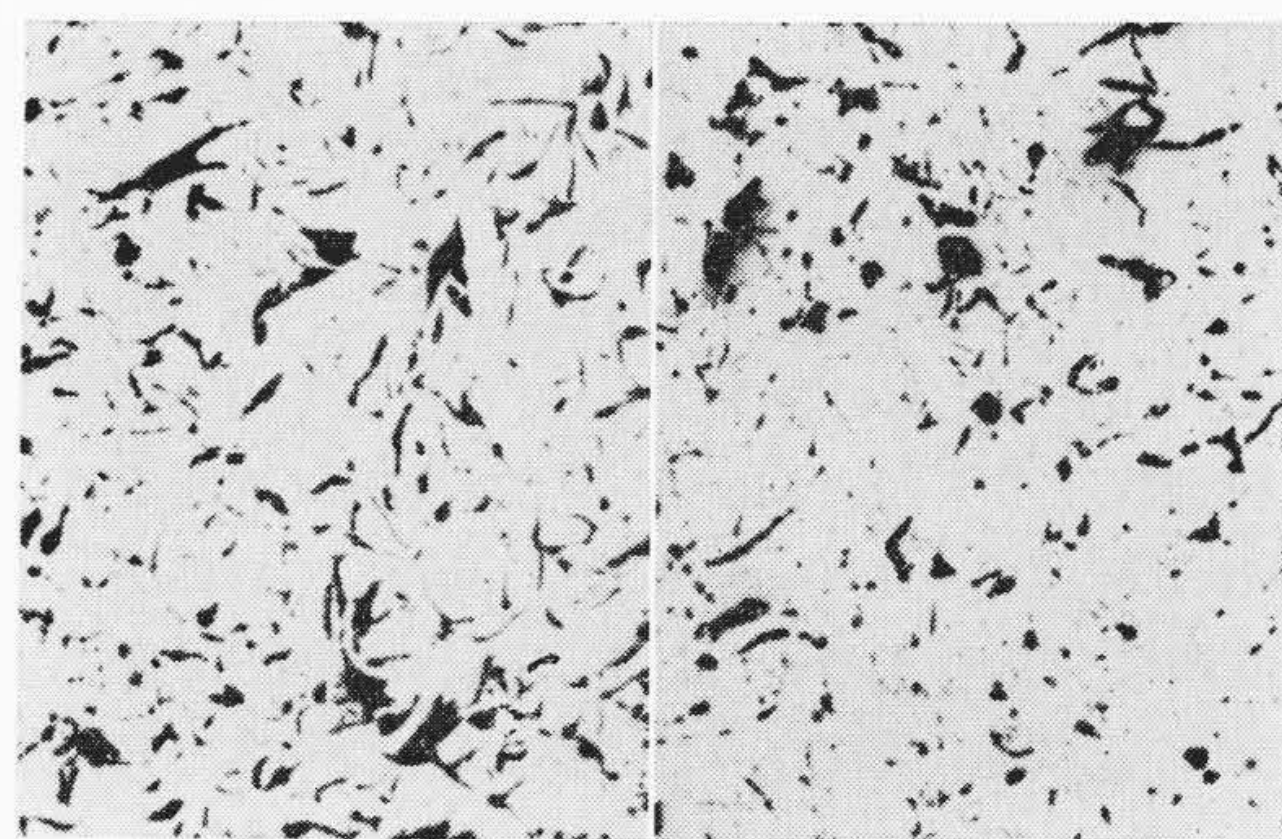
(2) Mo の影響

Ni および Cu を併用した場合の Mo の影響は後述するのでここでは Mo 単独の影響についてのみ述べる。Mo は 0, 0.46, 0.73, 0.98, 1.48% の 5 種類に変化させた。

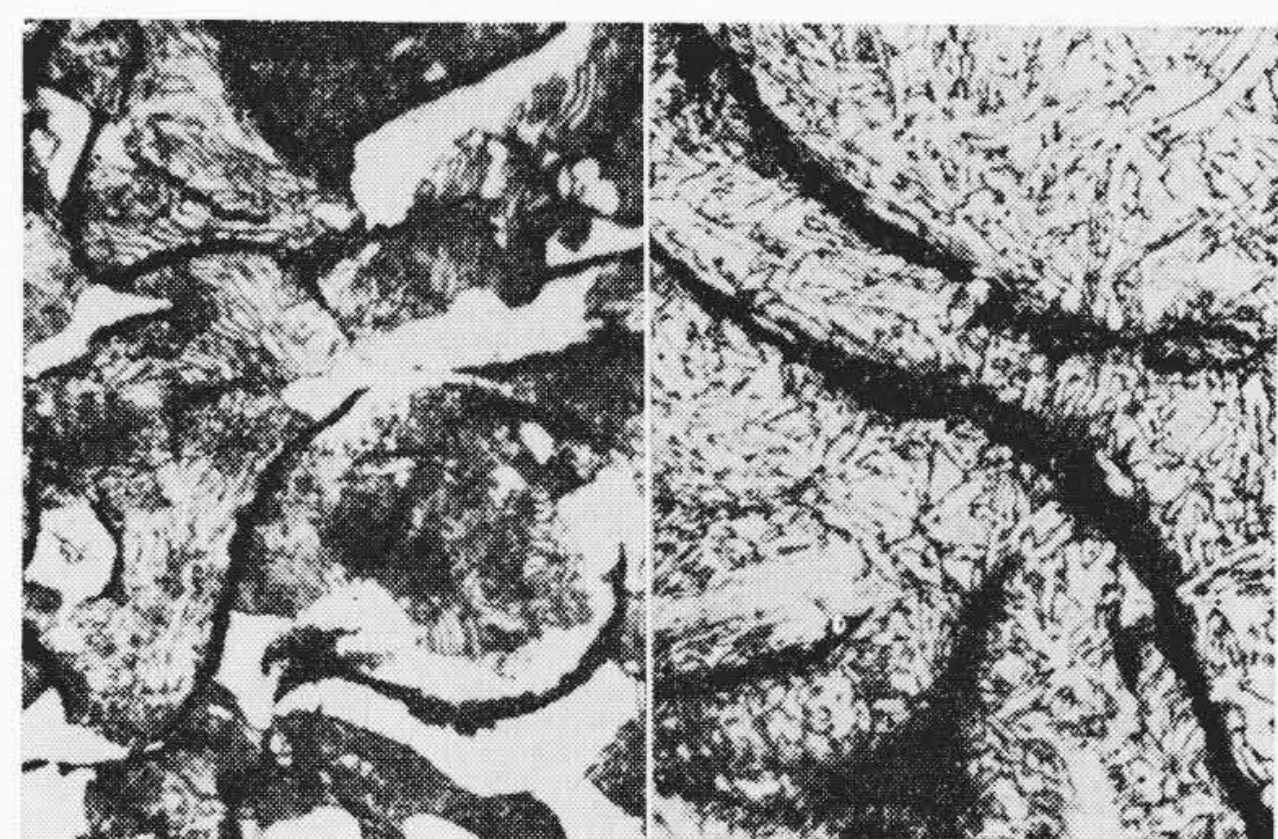
黒鉛組織は第6図のように Mo の増加に伴い微細となるが、塊状黒鉛も多く全体として委縮した形状を示すようになる。

基地組織は第7図(A)のように Mo 添加前はパーライト基地で黒鉛の周囲にフェライトが析出し、Mo 0.46% ではフェライトが増すが、つぎに順次フェライトが減少し、アシキュラが急激に第7図(B)のように析出する。Mo がさらに増加するとアシキュラは微細となるが本実験範囲では Mo の白鉄化作用は認められず、前述の Mn ならびに後述の Ni, Cu に比べてマルテンサイトの析出も少ない。この組織量測定結果より Mo と直径の関係を組織図で示せば第8図のようになる。アシキュラ範囲の限界は 50% とした。図より明らかなように Mo は単独でもアシキュラが得られ、Mo の増加にともないその範囲も広がり、得られやすくなる。鋼における Mo の変態遅滞作用の限界は 1% といわれ⁽¹³⁾ それ以上添加しても S 曲線は逆に左方に移動するとしているが、本実験では Mo 1.48% まで行なったが過剰の Mo が変態を速めるような現象は認められなかった。鋳鉄の場合には炭素飽和度も高く、本実験では著しく非平衡状態にあるので Mo の作用なども鋼の場合とは若干異なり、さらに添加量を増せばその限界が認められるものと推察される。

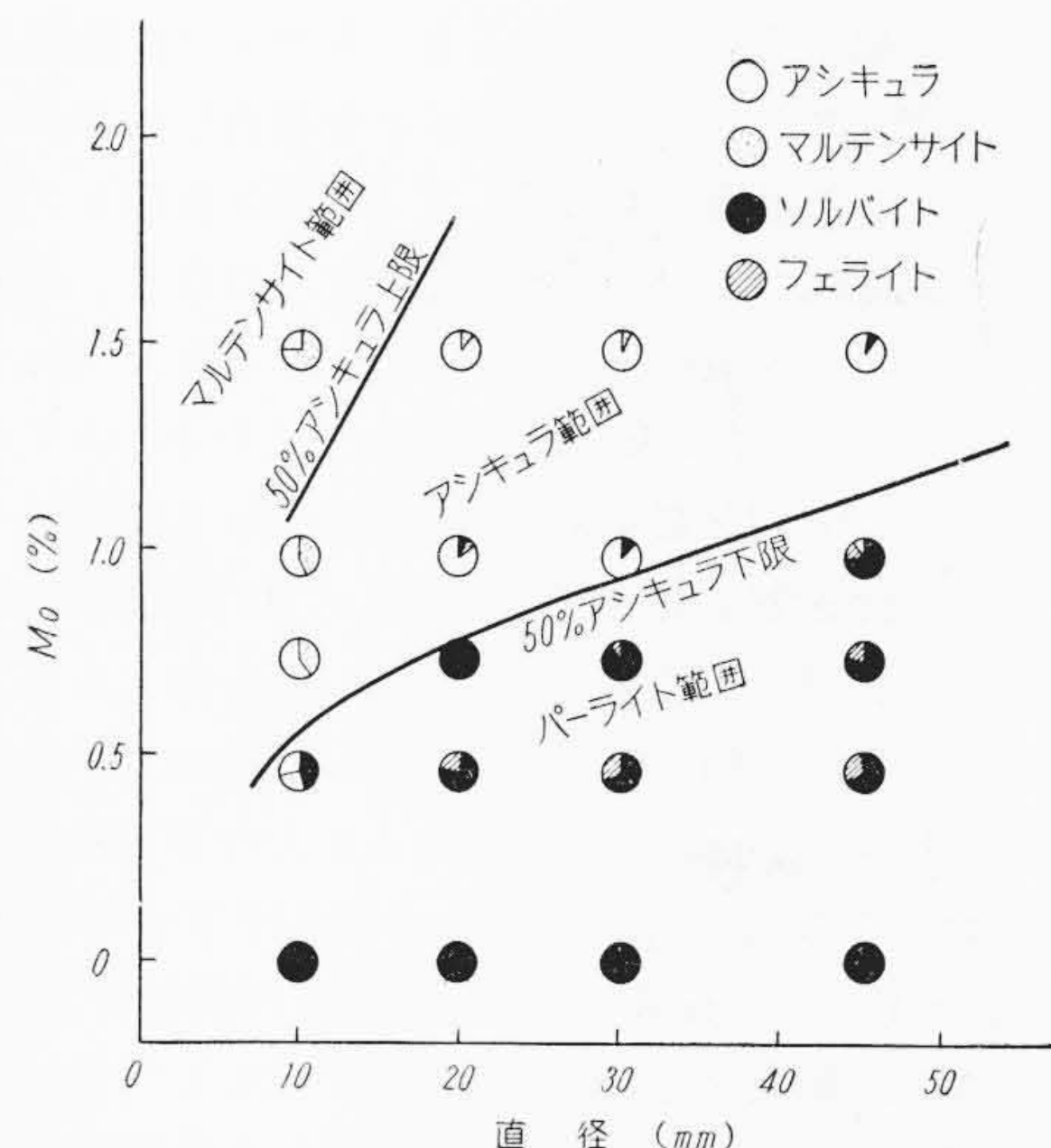
各試料の硬度、抗張力測定結果を第9図に示す。低 Mo の範囲でフェライトの多い試料は硬度、抗張力いずれも低値を示すが、そのほかは Mo の増加とともに順次上昇し、冷却速度に対応する基地組織の変化が大きくなるので硬度、抗張力の変動も多くなるが、Mo 0~1.48% の範囲では硬度 171~336 H_B、抗張力 17.4~38.9 kg/mm² 内で変化している。また Mo の高いアシキュラ生成範囲では焼戻によって硬度が上昇するが、焼



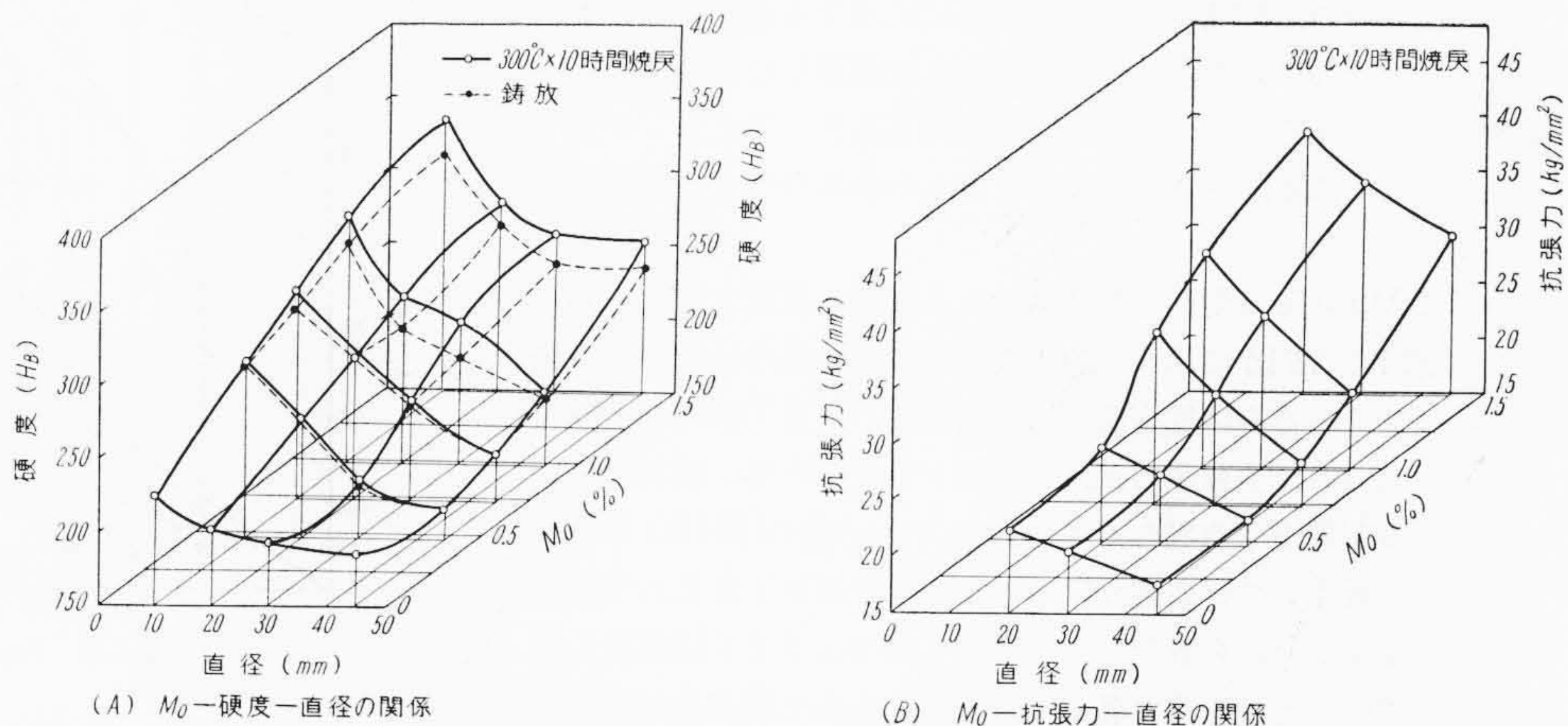
第6図 黒鉛組織と Mo の関係 (30 φ) (×50)



第7図 基地組織と Mo の関係 (30 φ) (×400)



第8図 Mo 合金鋳鉄のアシキュラ組織図



第9図 Mo 合金鋳鉄の硬度、抗張力測定結果

戻温度も低いのでMo炭化物 $(\text{Fe, Mo})_6\text{C}$ の形成より γ_{R} の分解によるのが主要原因と考えられる。

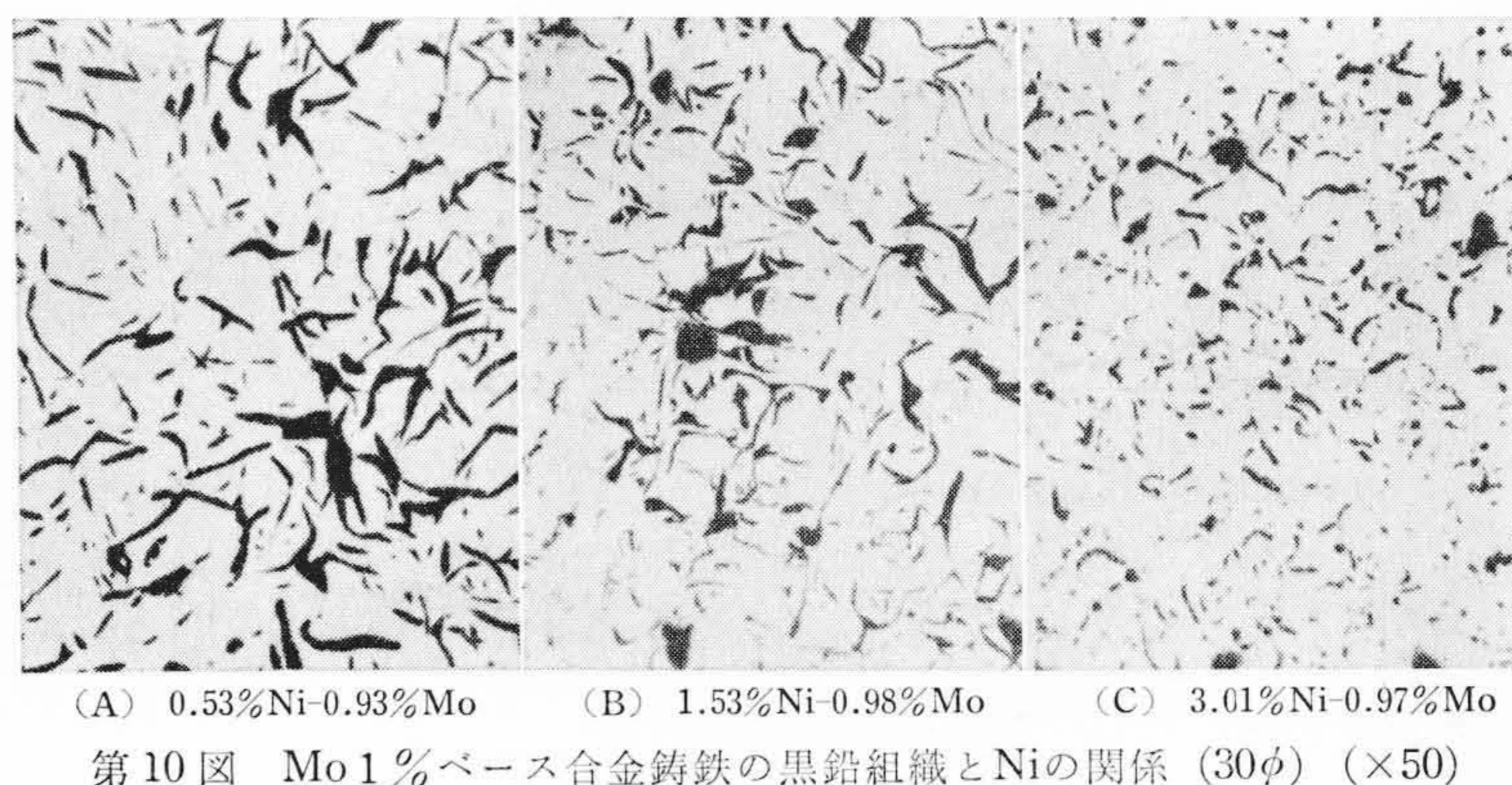
(3) Ni-Moの影響

Mo 0.5, 0.75, 1%の三種類をベースにして、各MoベースにNiを0~3%の範囲で種々変化させてNi-Moの影響を調査した。同一Moベースでも熔解が異なるのでMo 0.5%のものが0.46~0.51%, 0.75%のものが0.72~0.76%, 1%のものが0.93~1.01%の範囲内で変動するが、その量も少ないので以後はMoベースで表示する。Niを加えない場合については前述のMoの結果を引用した。

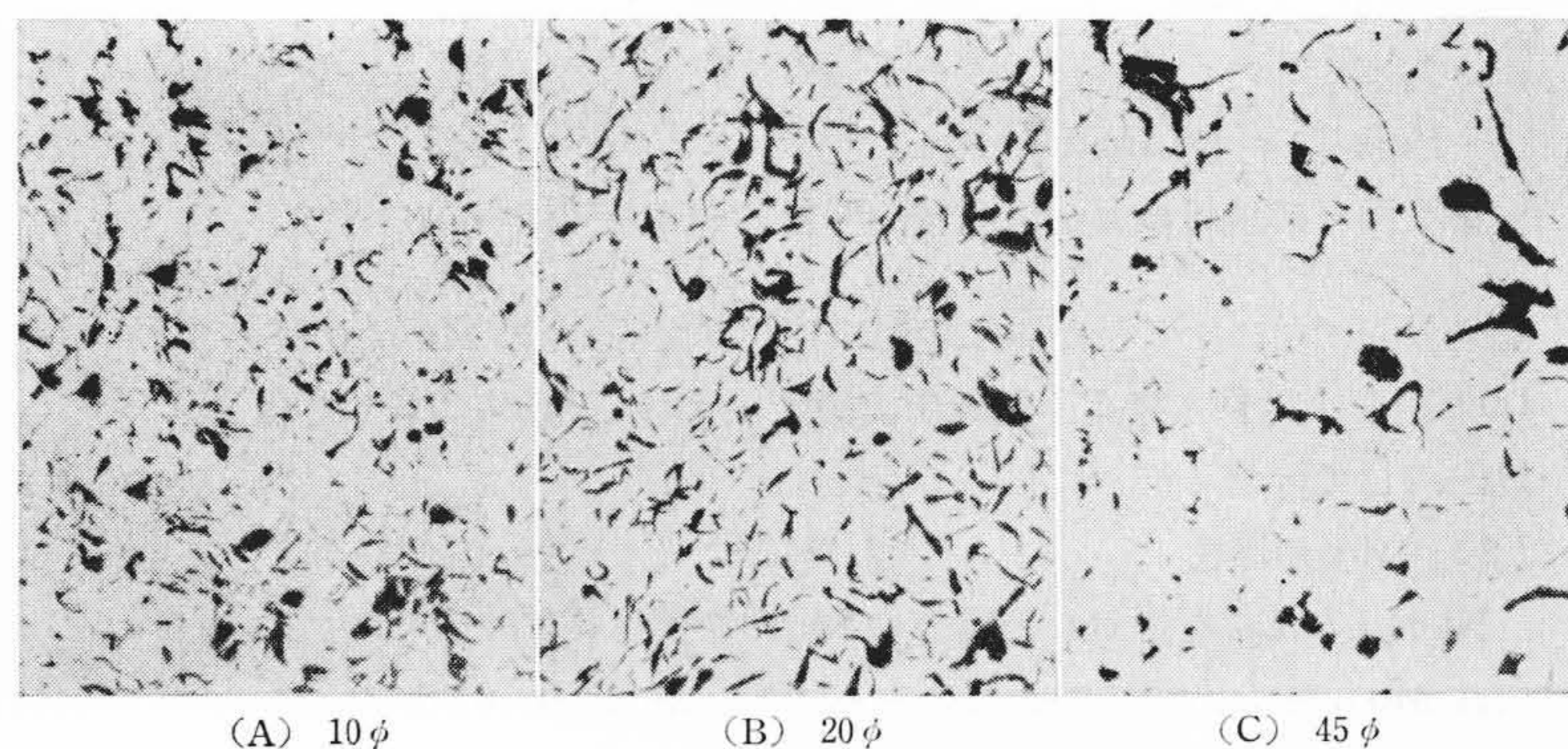
Ni添加前の黒鉛組織はMoの作用のために第6図(B)のように委縮した形状を示すが、Ni 0.53%では第10図(A)のように黒鉛は片状によく発達し、粗大となるが順次Niの増加につれて微細化しNi 3.01%では第10図(C)のように著しく微細化する。これは少量ではNiの黒鉛化作用によりMoの黒鉛化阻止を緩和するので黒鉛は粗大となりNiの増加につれてその微細化作用が強く働くためと考えられる。直径を変化させた場合の黒鉛組織の一例を第11図に示す(30φは第10図(B)参照)。45, 60φでは第11図(C)のように目立って黒鉛が不ぞろいになり塊状黒鉛を含む委縮した形状となる。

基地組織は各Moベースとも順次Niを加えるとソルバイト、フェライトが減少し、第12図(A)のようなアシキュラが増加し、適量を越えるとアシキュラは微細となり減少し第12図(B)のような低ペーナイトを混合したマルテンサイトが増加する。この組織量を測定してNi-Mo-直径とアシキュラ組織の関係を組織図で示すと第13図のようになる。組織図がやや複雑となったので説明を加えながら検討すると、Mo 0.5%ベースのアシキュラ範囲はabcd間でabおよびcdはアシキュラ約50%をうるためのNi量を示す。同様にMo 0.75, 1%ベースのアシキュラ範囲はa'b'c'd'およびa''b''c''d''間である。Mo単独のアシキュラ範囲はea''gで、これにNiを加えるとアシキュラ範囲は直径の大なる側へ広がり、Moの増加につれて低Ni側に移動し、直径の小なる方は狭くなるが大なる方は拡大する。同一直径におけるNi量の上限とMoの関係は10φの場合cc'c'', 30φの場合ii'i''で、Ni量の下限とMoとの関係は30φの場合hh'h''で、Moが増大するとNi使用量が減少し、特に下限を低Ni側に移動する。また同一直径におけるNiの許容範囲は30φの場合hi, h'i', h''i''となりhh'h''i''i'iはその切断面となる。Moは20φ以下ではNiの許容範囲を小さくするが、30φ以上になると大きくなるので冷却速度のおそい製品に应用する場合Niの調整も容易となり効果も大きい。しかしMoは前述したように黒鉛組織を微細化し委縮させ、やや白銹化傾向もあり、アシキュラをうるための効果にも限界⁽¹³⁾があると考えられるのでその使用量にも限度がある。

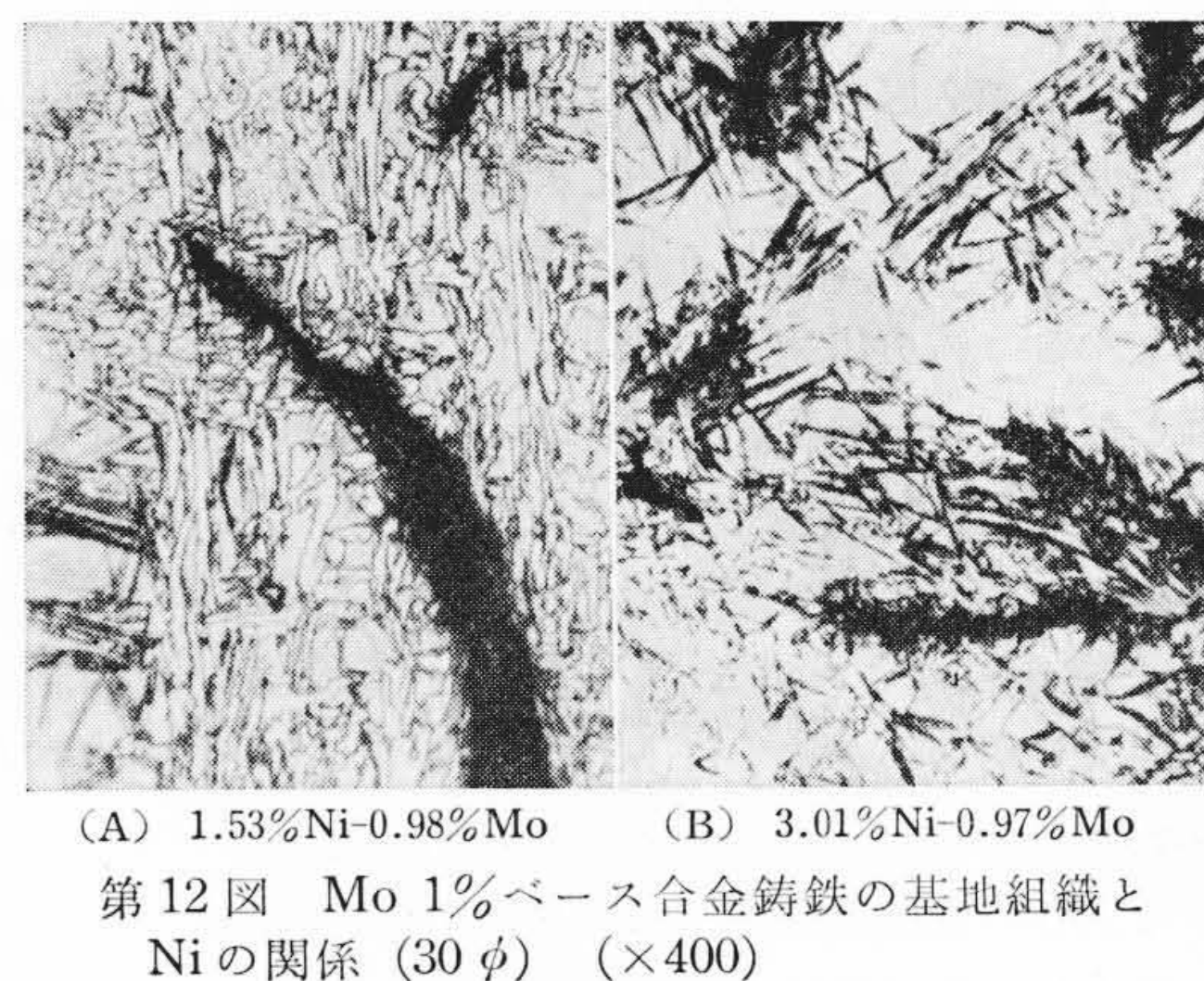
つぎにMo 0.5, 1%ベースにおける各試料の硬度、抗張力測定結果を第14, 15図に示す。図中の硬度測定結果の一部が二点鎖線で結ばれているのは推定値である。硬度、抗張力はNi, Moの増加にともなって上昇するが、マルテンサイトの多い試料は焼戻により硬度が低下する場合もみられる。また第14図(B)で抗張力が著しく低下している部分はフェライトが析出したためで硬度にはその影響が認められない。このようにフェライトは硬度に影響しない程度でも抗張力を著しく低下させるので製造上に注意を要する点である。本実験のNi 0~3%, Mo 0.5~1%の範囲では



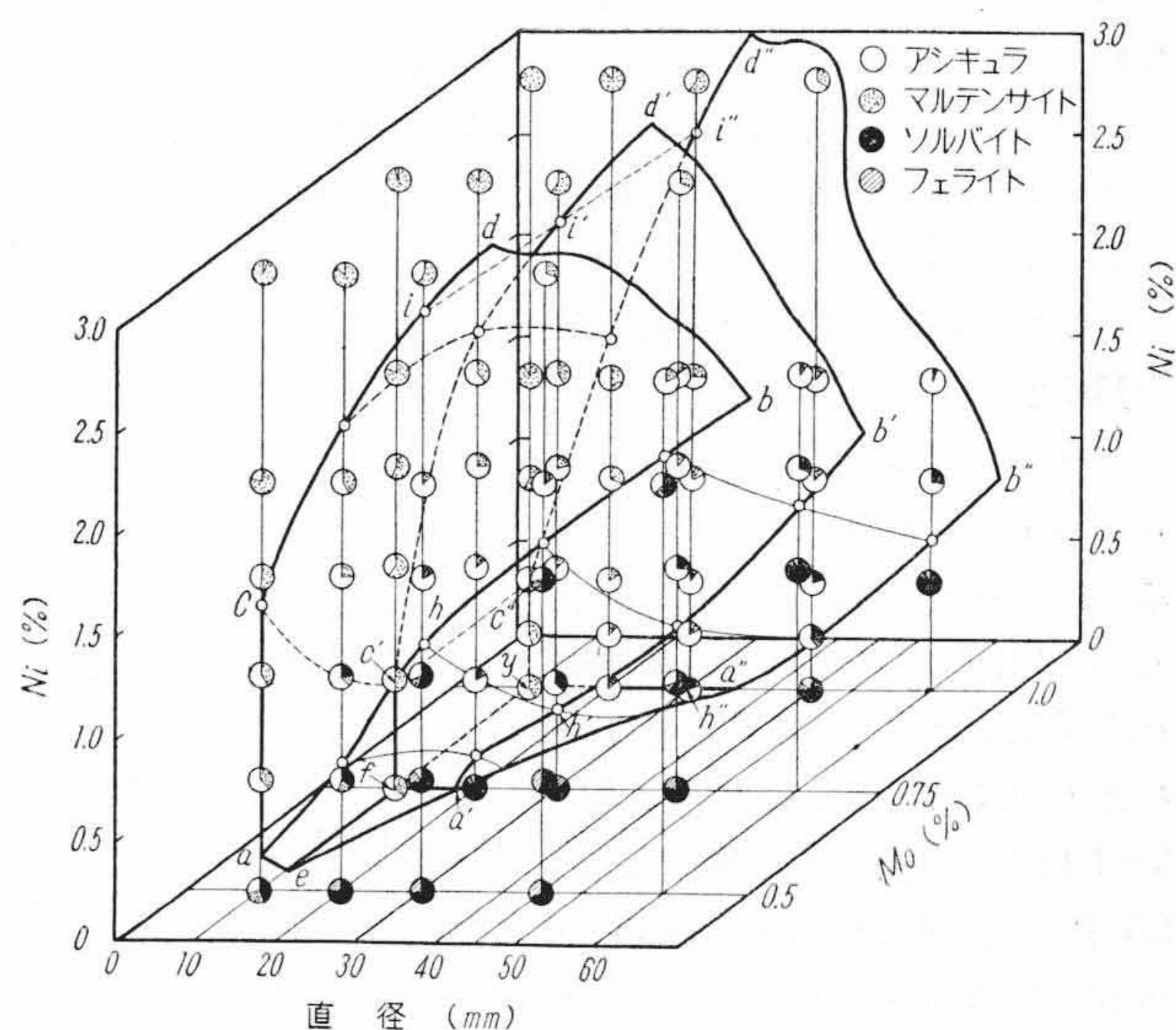
第10図 Mo 1%ベース合金鑄鉄の黒鉛組織とNiの関係 (30φ) (×50)



第11図 1.53%Ni-0.98%Mo合金鑄鉄の黒鉛組織と直径の関係 (×50)



第12図 Mo 1%ベース合金鑄鉄の基地組織とNiの関係 (30φ) (×400)



第13図 Ni-Mo 合金鑄鉄のアシキュラ組織図 (Ni-Mo-直径とアシキュラ組織の関係)

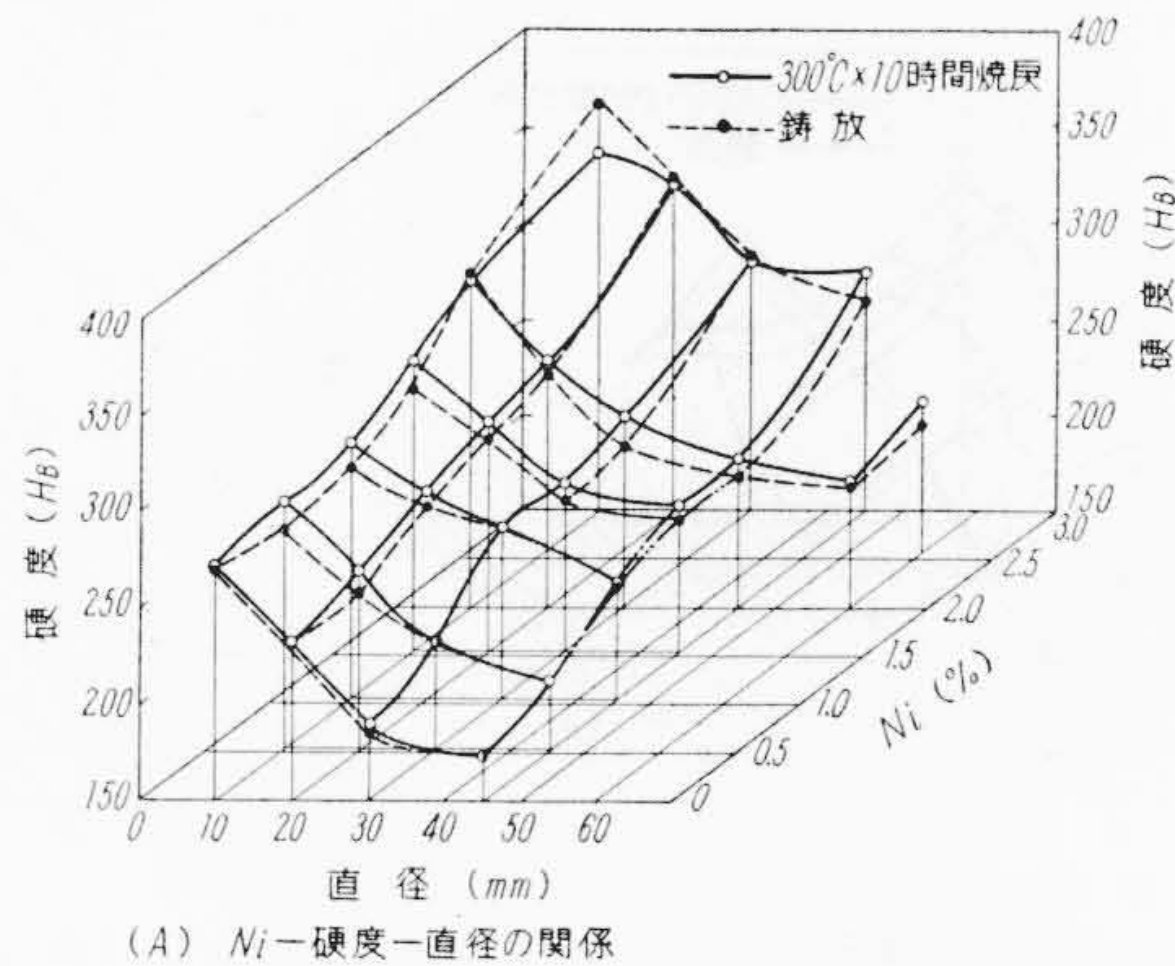
硬度 171~375 HB, 抗張力 17.4~46.2 kg/mm² 内で変化し, Mo 単独の場合より高値を示す。

(4) Cu-Mo の影響

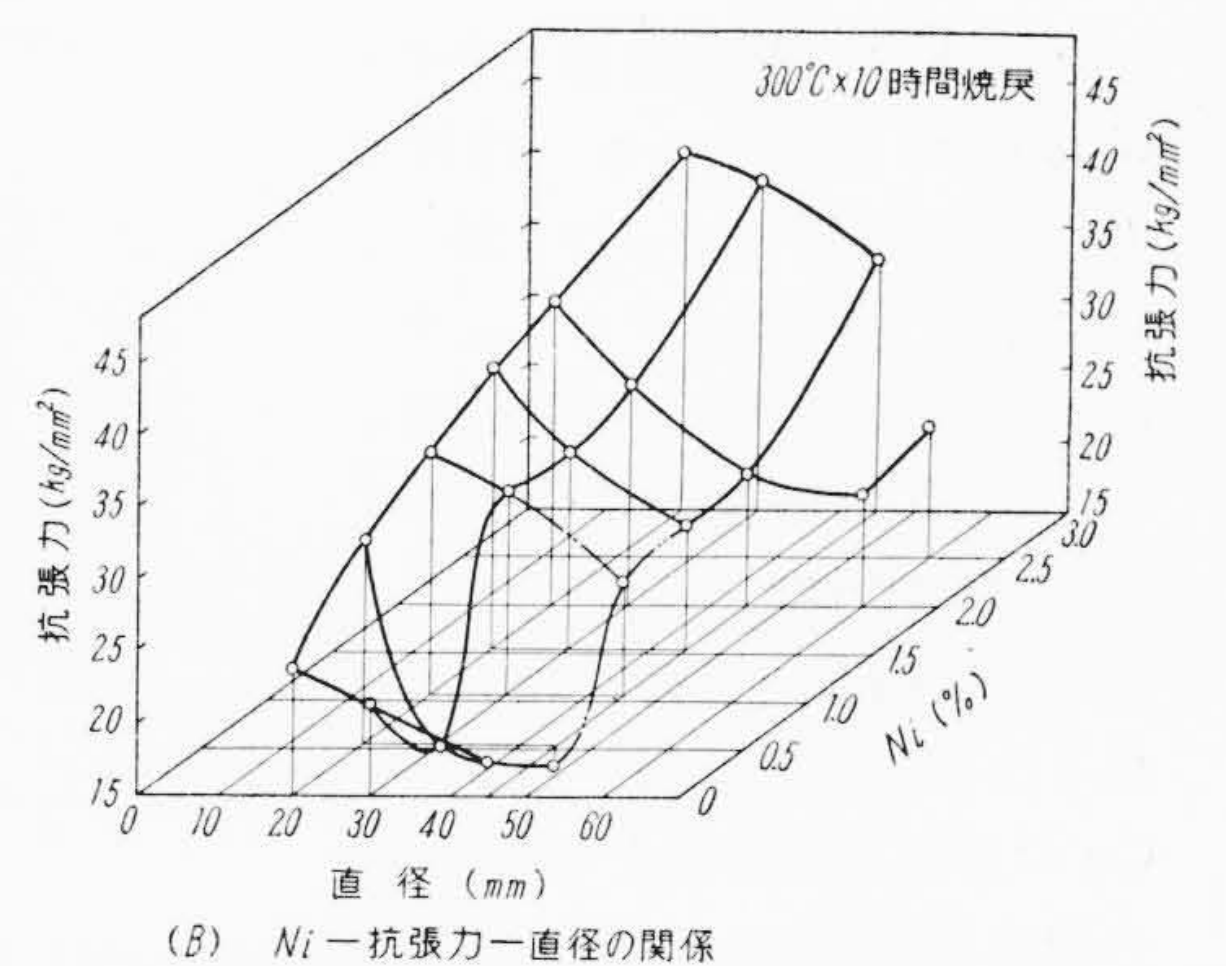
Mo ベースを前述 (3) と同じく 0.5, 0.75, 1% の三種類とし, Cu を 0~3% の範囲で種々変化させて Cu-Mo の影響を調査し, 前述の Ni-Mo の結果と比較検討した。Cu の添加量は状態図を参考として 2.5% を限度とした。また Cu を加えない場合については前述の Mo の結果を引用した。

黒鉛組織は Cu を添加すると Mo の影響によって第 6 図 (B) のように委縮した形状のものが Cu 1.46% までは第 16 図のように微弱ながら粗大化傾向を示し, さらに Cu が多くなると逆に微細化する。この傾向は Ni の場合と同様であるが, Ni 0.53% で黒鉛を粗大化したのと比べ Cu の粗大化作用は弱い。直径を 10, 20, 30 φ (第 16 図 (A) 参照) に変化させた場合の黒鉛組織の一例を第 17 図に示す。各直径とも Ni の場合より微細で塊状黒鉛が多くなる。

Cu を添加したときの基地組織の変化は Ni の場合と同じく各 Mo ベースとも第 18 図 (A) のようなアシキュラが得られ, 適量を越えると第 18 図 (B) のように Ni の場合よりアシキュラがやや微細となり少量の低ペーナイトを混合したマルテンサイトの析出も多くなる。この組織量を測定して Cu-Mo-直径とアシキュ

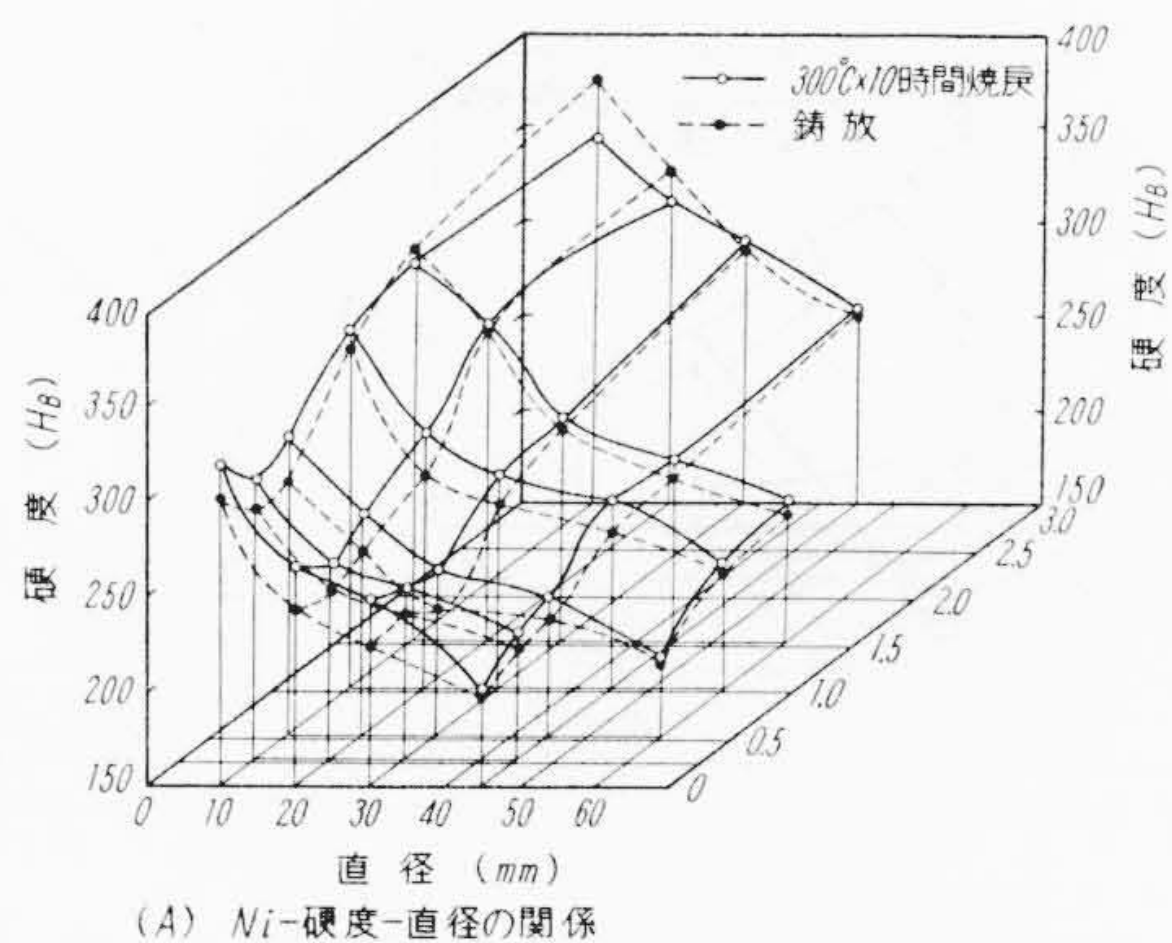


(A) Ni-硬度-直径の関係

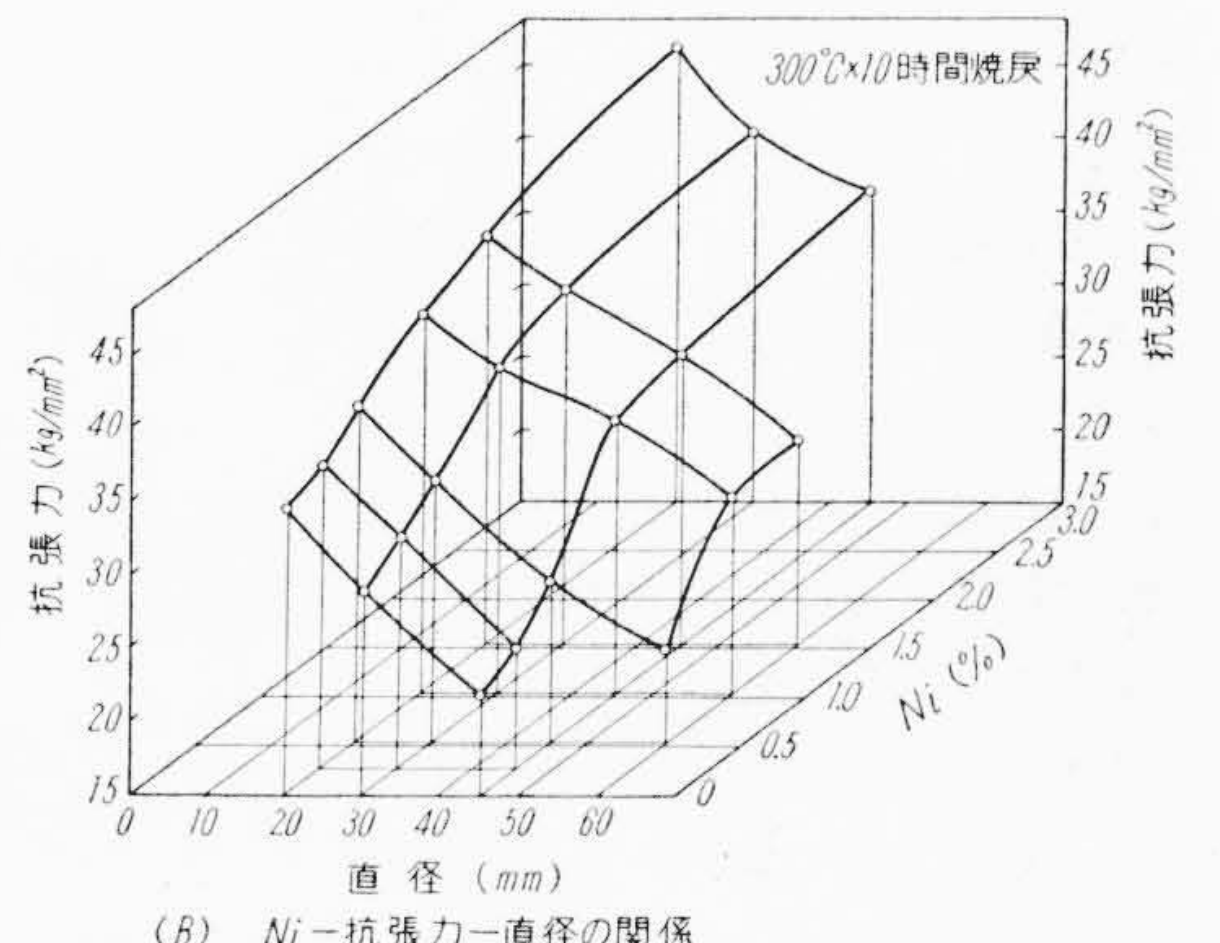


(B) Ni-抗張力-直径の関係

第 14 図 Ni-Mo 合金鋳鉄の硬度, 抗張力測定結果 (Mo 0.5% ベースの場合)

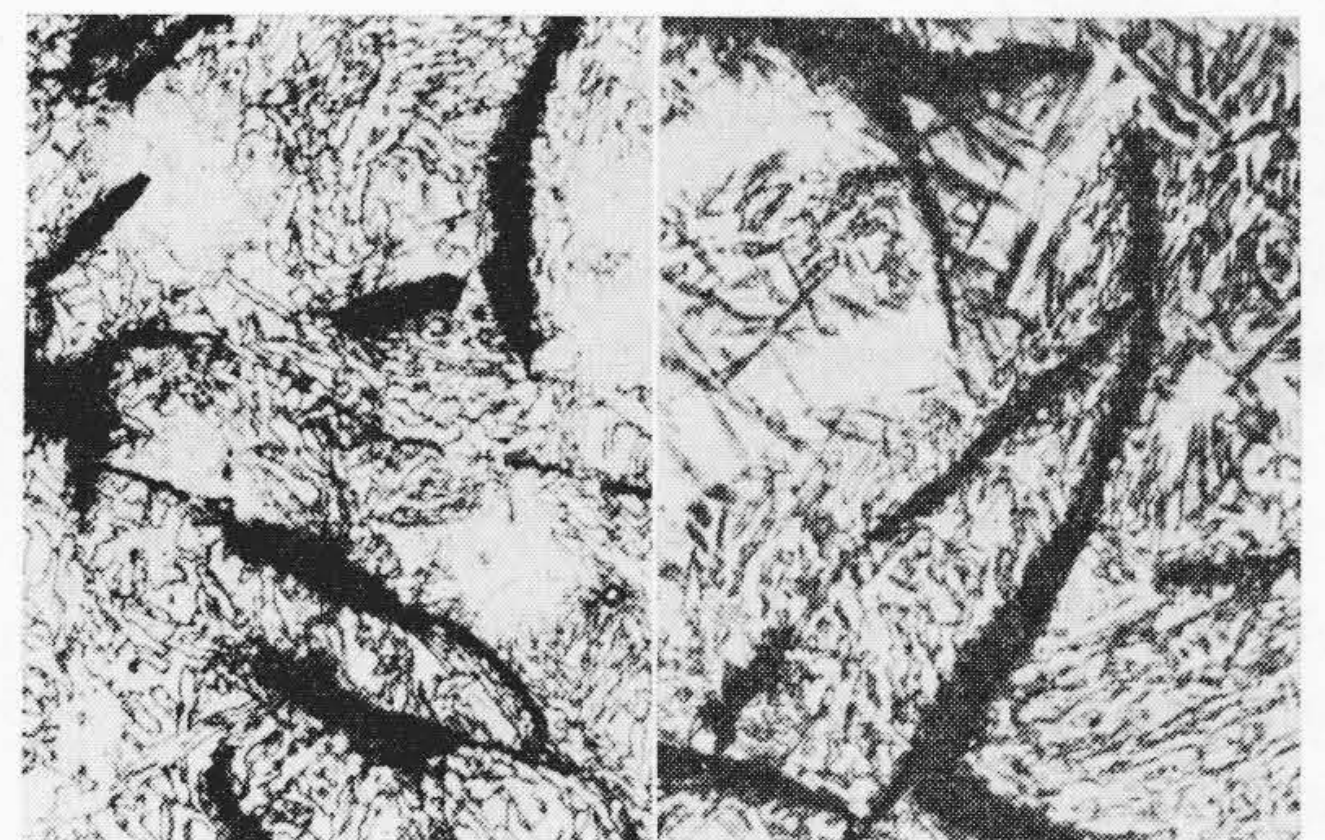


(A) Ni-硬度-直径の関係



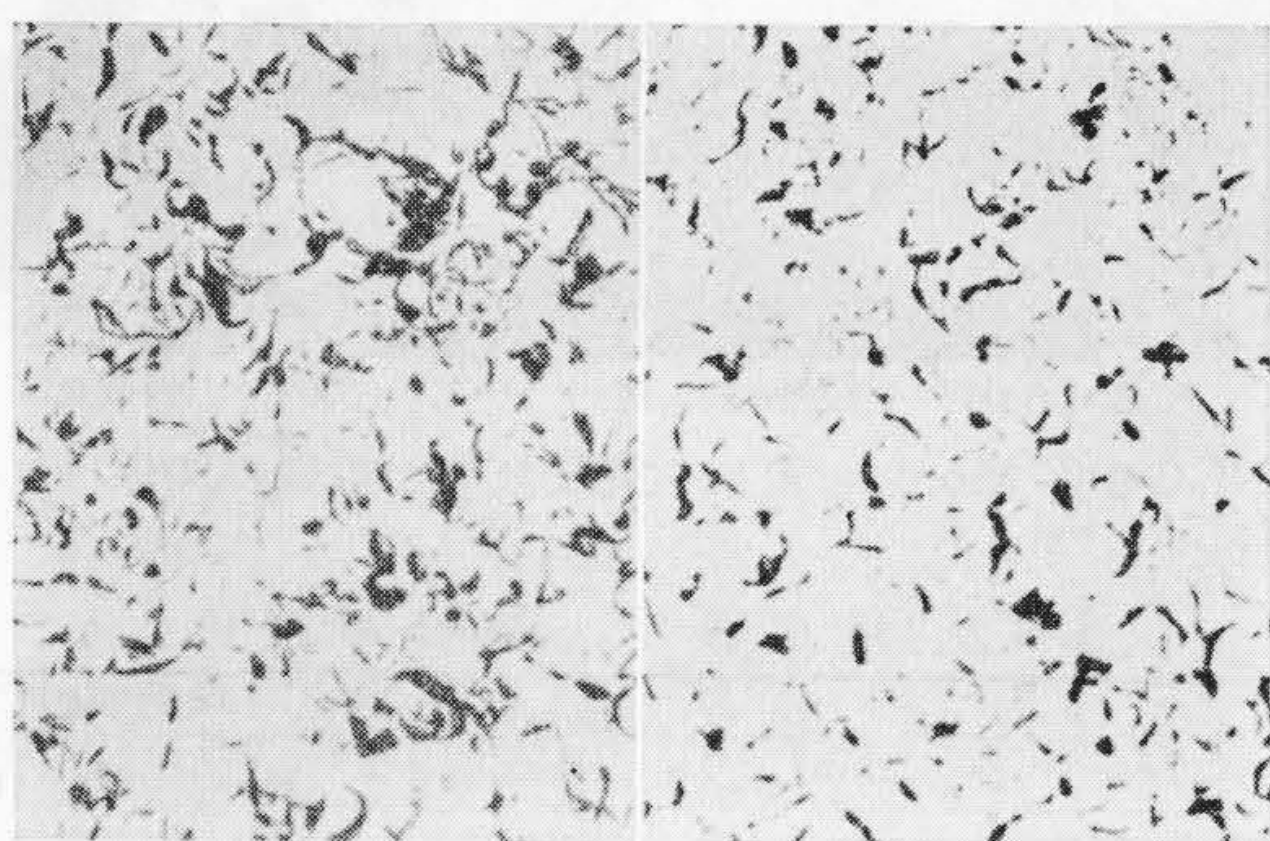
(B) Ni-抗張力-直径の関係

第 15 図 Ni-Mo 合金鋳鉄の硬度, 抗張力測定結果 (Mo 1% ベースの場合)



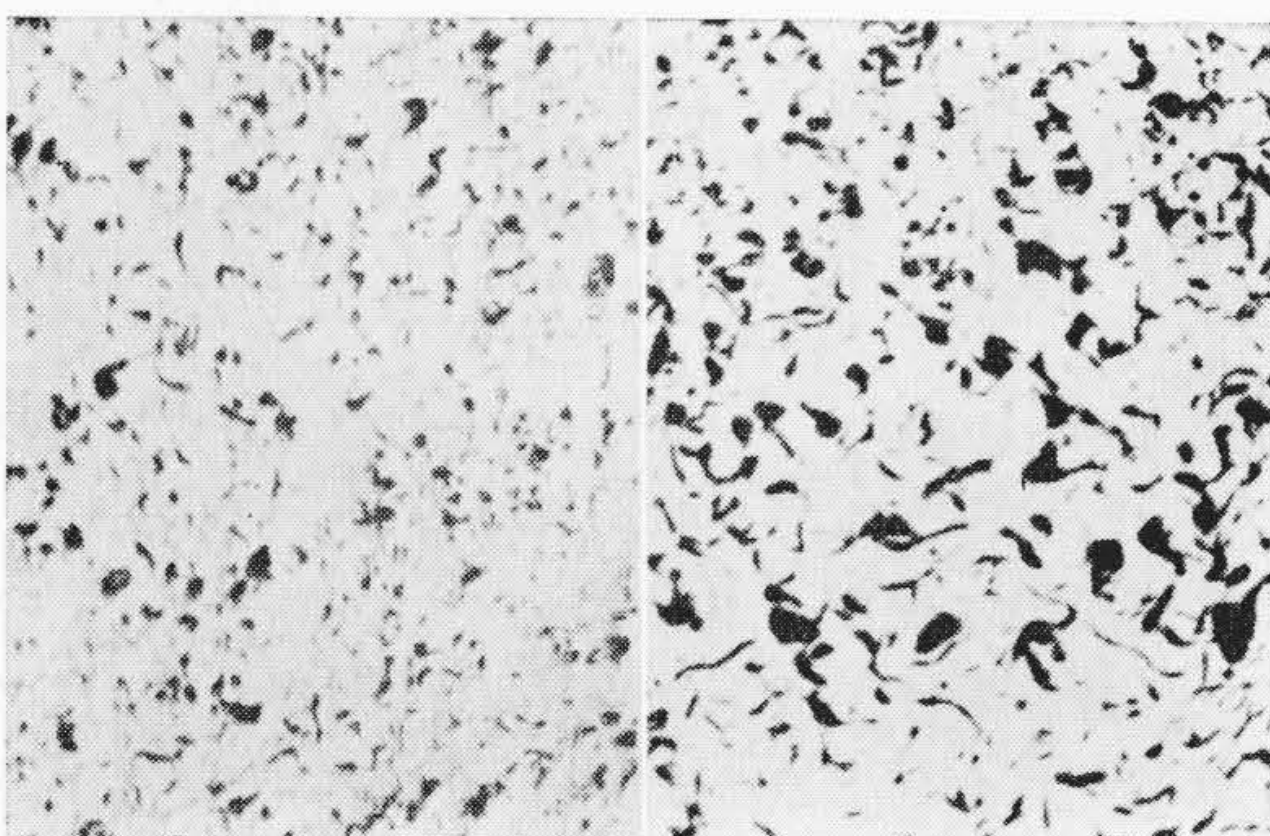
(A) 0.46%Cu-0.98%Mo (B) 2.44%Cu-1.01%Mo

第 18 図 Mo 1% ベース合金鋳鉄の基地組織と Cu の関係 (30 φ) (×400)



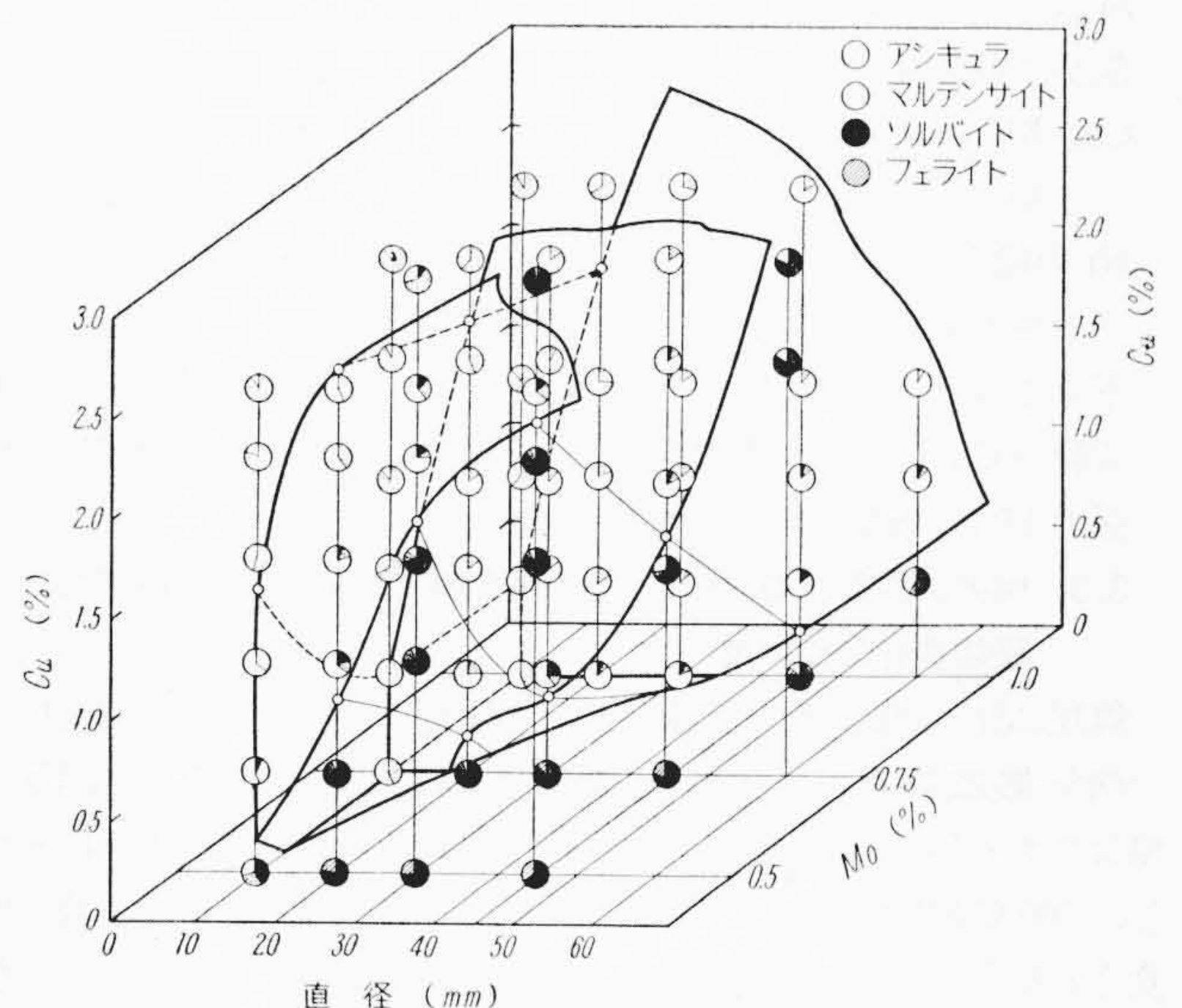
(A) 1.46%Cu-0.94%Mo (B) 2.44%Cu-1.01%Mo

第 16 図 Mo 1% ベース合金鋳鉄の黒鉛組織と Cu の関係 (30 φ) (×50)



(A) 10 φ (B) 20 φ

第 17 図 1.46%Cu-0.94%Mo 合金鋳鉄の黒鉛組織と直径の関係 (×50)



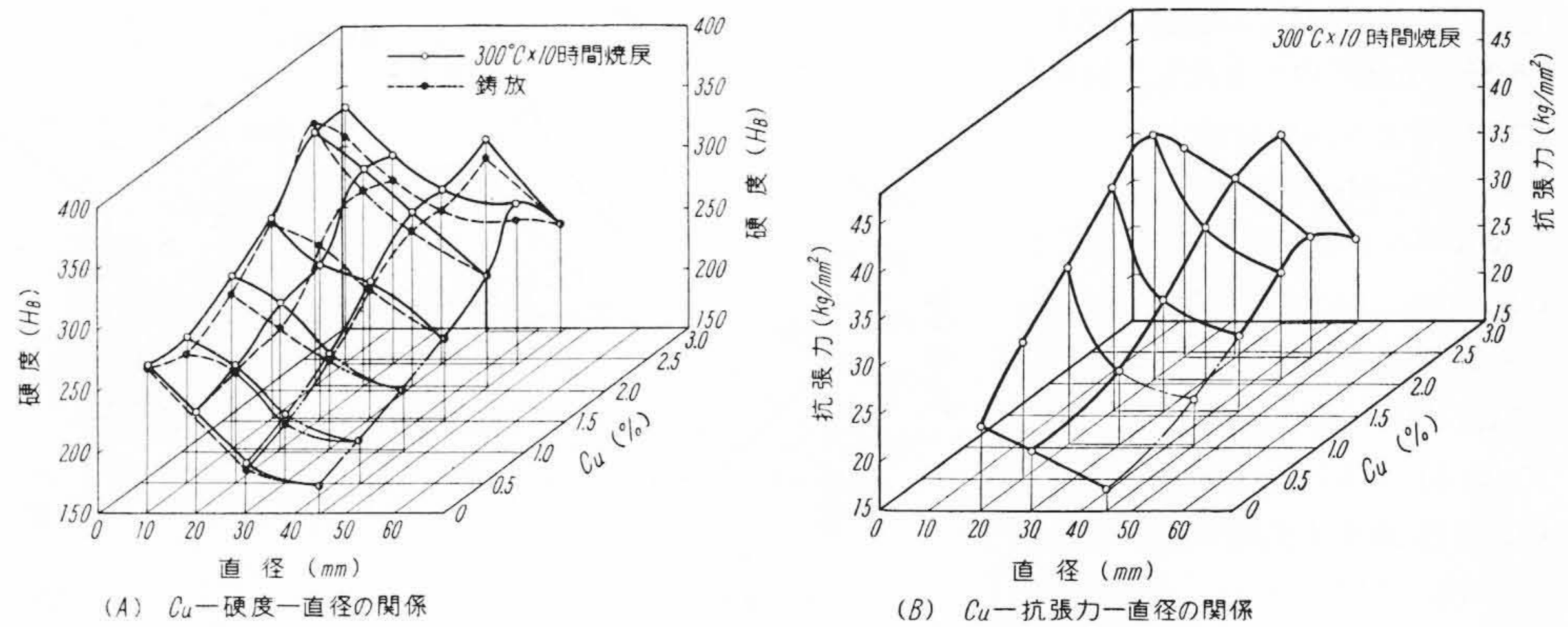
第 19 図 Cu-Mo 合金鋳鉄のアシキュラ組織図 (Cu-Mo-直径とアシキュラ組織の関係)

ラ組織の関係を組織図で示すと第19図のようになる。作図の方法は第13図とまったく同一なので詳細は省略してアシキュラを得るためのCu-Mo-直径の関係についてNiの場合と比較検討する。Moが増加するとアシキュラ範囲は低Cu側へ移動し10φでは狭くなるが、20φ以上では拡大しCuの許容範囲が大きくなり、成分調整も容易となるのはNiの場合と同じである。このアシキュラ範囲をNiの場合と比較するとMo 0.5, 0.75%ベースではCuの方が狭いが、1%ベースでは逆に少し低Cu側に広がる。この関係は第13図のh'h''に相当する第19図の箇所を比較しても明らかなようにMoはアシキュラ範囲を低Cu側に移動する作用がNiのときより大きい。Moの低い0.5%ベースでは30φで少量のパーライトが残存しCu 3%でもパーライト変態の抑制作用があるが、45φでは2.5%が限度で3%では逆にパーライトが増加する。これは30φでは冷却速度が大きいためγ中にCuが過飽和に固溶し、45φでは冷却過程でγより初析εが析出し(状態図ではaO₂に沿って析出する)、このεがパーライト変態の核作用をなすためと考えられる。こころみにεの析出の有無を顕微鏡で観察したが鑄鉄には介在物もあり、初析εか、共析εかの区別も判然とせず明確な結果が得られなかったが、45φではεと考えられる細かい黒色の析出物が存在しているようである。このように過剰のCuはパーライト変態を促進し、アシキュラを得がたくしその応用される冷却速度範囲も限定される。

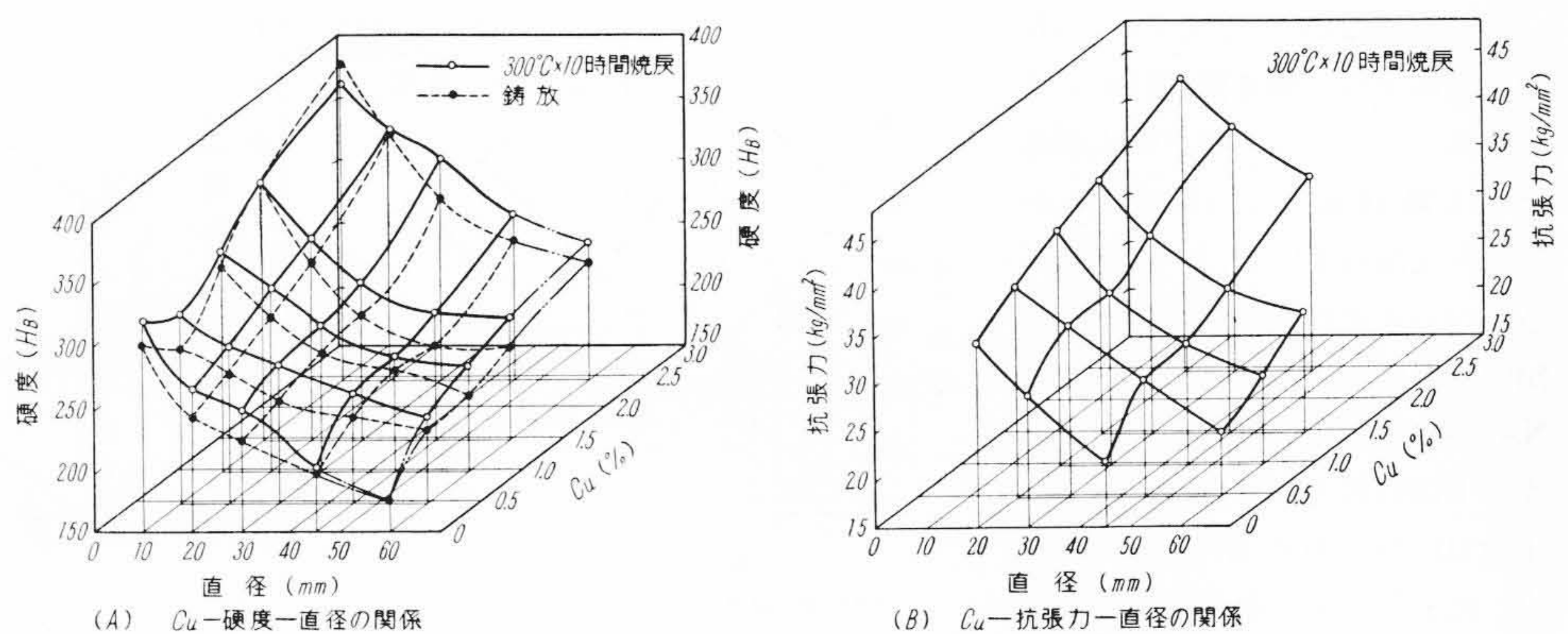
つぎにMo 0.5, 1%ベースにおける各試料の硬度、抗張力測定結果を第20, 21図に示す。図中の硬度測定結果の一部が二点鎖線で結ばれているのは推定値である。硬度、抗張力はCu, Moの増加に伴って上昇するが、硬度をNiの場合と比較するとCuが1%ではNiの場合と大差なく、それ以上のCuではNiの場合より若干高値を示す。焼戻に伴う硬度増加もCuの方がやや大きく、マルテンサイトの多いものは減少し、抗張力を低下するがそのほかの場合にはNiと比べて大きな相違はない。本実験のCu 0~3%, Mo 0.5~1%の範囲では硬度175~425 HB, 抗張力17.4~46 kg/mm²の範囲内である。

3.3 Ni-Mo および Cu-Mo 合金鑄鉄の焼戻に伴う組織ならびに硬度変化について

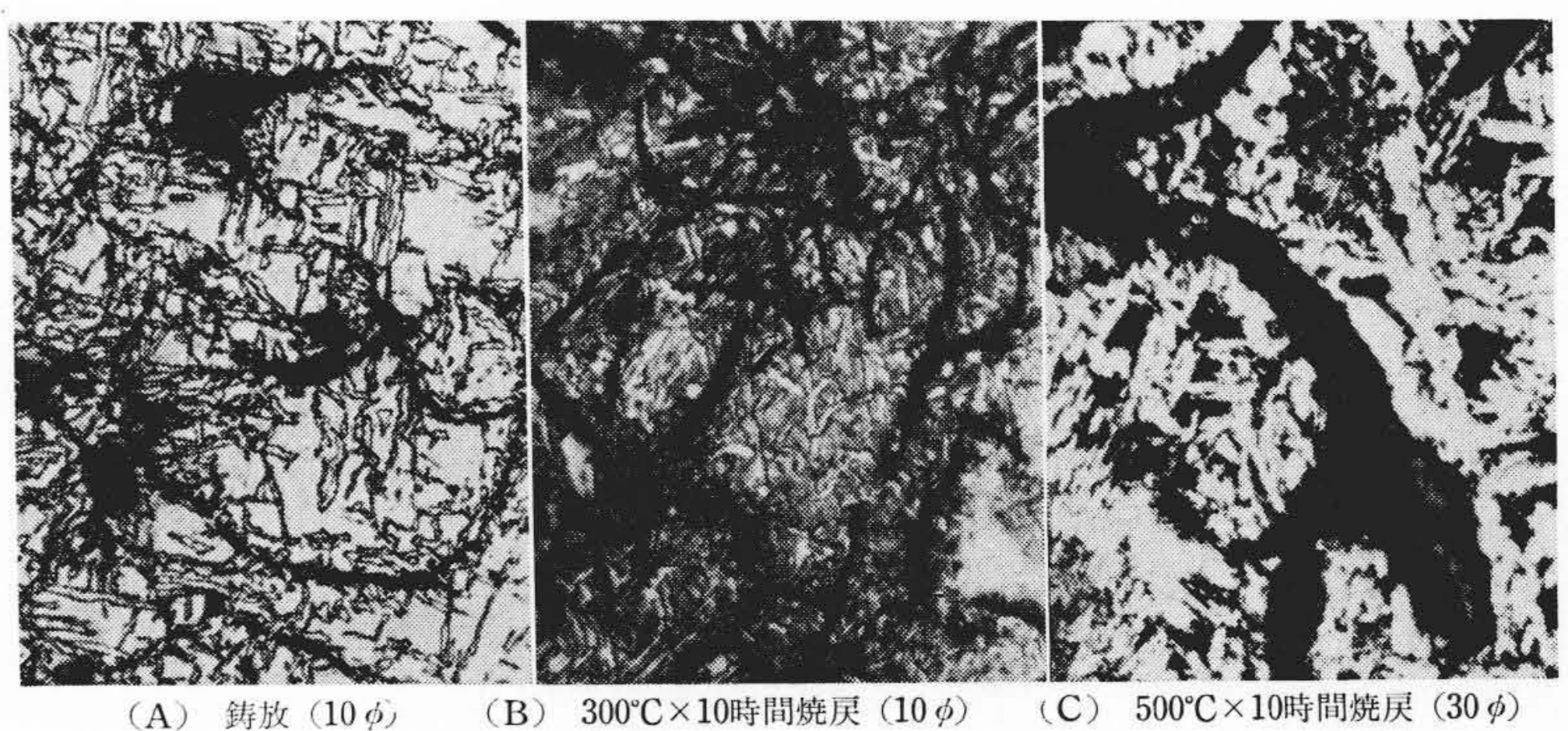
焼戻に伴う組織、硬度変化について少しく検討した。組織変化の一例を第22図に、硬度測定結果を第3表に示す。第22図はNiの場合であるが、Cuの場合も検鏡の上ではほとんど同じように変化し、300°C焼戻処理によりマルテンサイトとみなされる白色地が腐食されやすくなる。顕微鏡ではこの詳細な組織変化まで観察できないが、マルテンサイトの焼戻と硬度増加よりγ_Rの分解が同時に進行するためと推察される。Cuを含む場合にはα中に過飽和のCuの



第20図 Cu-Mo 合金鑄鉄の硬度、抗張力測定結果 (Mo 0.5% ベースの場合)



第21図 Cu-Mo 合金鑄鉄の硬度、抗張力測定結果 (Mo 1% ベースの場合)



第22図 1.53% Ni-0.48% Mo 合金鑄鉄の焼戻温度と組織の関係 (×400)

第3表 焼戻温度と硬度の関係

試料	直径 (mm)	鑄放硬度 (HB)	300°C×10時間焼戻硬度 (HB)	500°C×10時間焼戻硬度 (HB)
2.00%Ni-0.46%Mo	10	323	321	289
	20	271	278	261
	30	233	241	242
	45	217	226	232
	60	212	215	217
2.41%Cu-0.46%Mo	10	336	361	292
	20	302	321	298
	30	275	293	274
	45	268	281	269

析出硬化も考えられるが、この析出は一般に400°C以上の温度でないと行なわれない⁽¹²⁾なのでその影響は少ないであろう。このように300°C焼戻では硬度が上昇するが、マルテンサイトの多い試料は焼戻の影響を受けて低下する。500°C焼戻処理ではマルテンサイト、低ベーマイトなどは分解し、黒色のソルバイトとなりアシキュラは白色針状として残存し、このために硬度はほとんどの場合低下するがNiを含みアシキュラの多い場合には上昇する。これは主として焼戻後の冷却過程で未分解のγ_Rが二次Ar''変態を起す

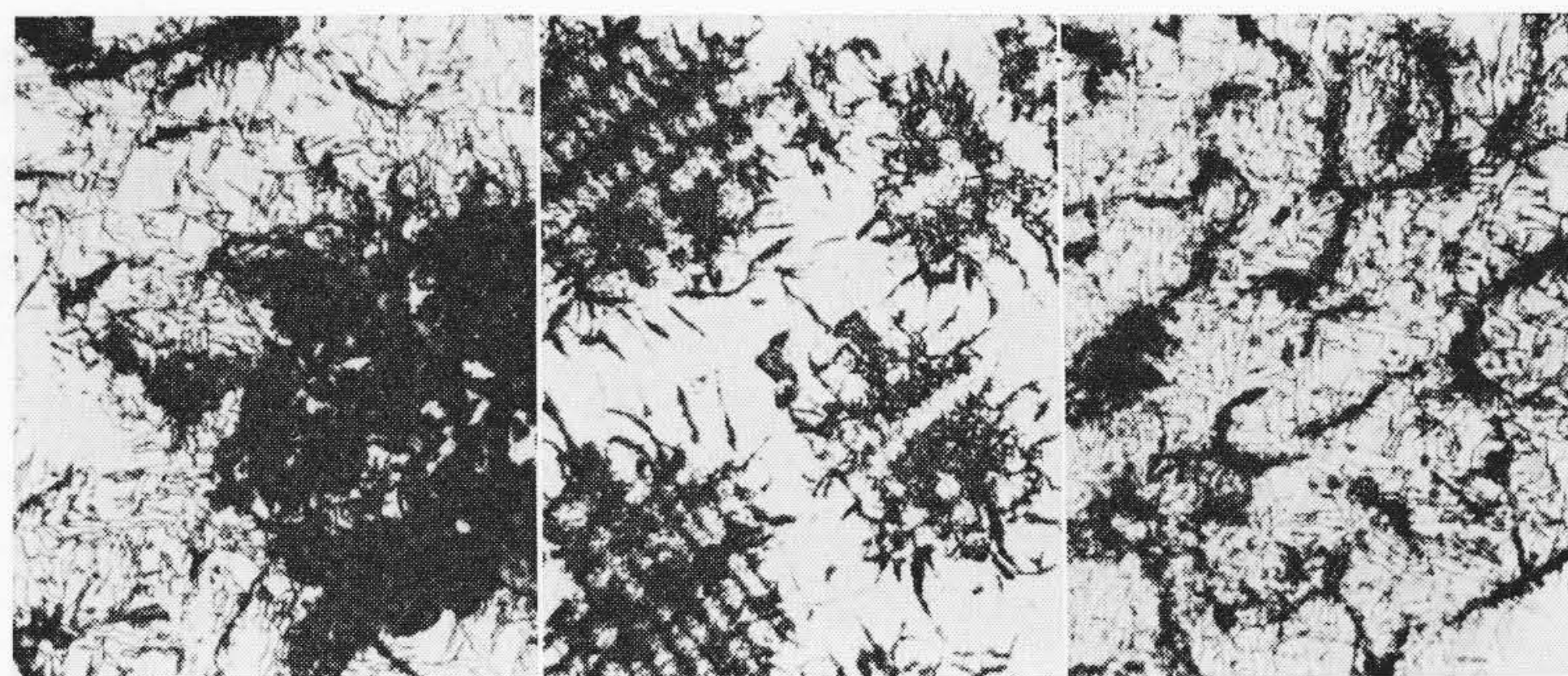
ためと考えられる。Cuを含む場合はこのような硬度上昇はまったくないが、これはCuの α に対する溶解度がきわめて低く⁽¹¹⁾、過飽和に固溶していてもこの温度では過時効となり、Niのように α 中に固溶してCの拡散を妨げず、各組織が焼戻の影響を受けやすくなるためと考えられる。

3.4 各種合金鋳鉄の基地組織の分布状態

本実験試料の基地組織の分布状態の一例を冷却速度の大きい10 ϕ 試料で示すと第23図のようになる。第23図(A)はMoを含む場合で黒鉛の密集した付近にソルバイトが析出し、つぎがアシキュラとなり、その周囲はマルテンサイトになっている。第23図(B)はNi-Moを過量を含む場合で黒鉛組織はバラ状を呈し、黒鉛の密集した部分は第23図(C)のようにアシキュラとなり共晶セルを囲んでいるマルテンサイトは結晶粒界に沿って一連の網目状を呈している。Cu-Moを含む場合も同じように黒鉛の密集した部分にアシキュラが多い。このように基地組織の変化は凝固過程におけるオーステナイトの晶出過程とよく一致し、共晶末期に近づくにつれて残融液中の合金元素が富化されるものと考えられる。このために冷却速度が遅い場合にはオーステナイトが均質化してくるので基地組織の分布も一様となる。また黒鉛もオーステナイトのC拡散に影響し、ペーナイト変態の間接的な核となり、変態を促進することもあると考えられるので黒鉛の量、分布状態など⁽⁵⁾も考慮する必要がある、アシキュラ鋳鉄では黒鉛の均一な分布が望ましいと考えられる。

4. 結 言

- (1) Mnは鋳造状態でアシキュラ組織を得やすくし、特に機械的性質を低下するフェライトの析出を防ぐ有効な元素で、その適量は0.8~1%程度でこの範囲を越えるとかえって害になる。
- (2) Mo単独でもアシキュラ組織が得られ、硬度、抗張力も増加するが、Ni、Cuを併用すればさらにその効果は大きくなる。
- (3) Ni-MoおよびCu-Mo合金鋳鉄の硬度、抗張力とは大きな差が認められないがCuを使用せる場合やや硬度が高い傾向にある。
- (4) アシキュラ組織の場合は300°C焼戻により硬度は上昇する。
- (5) Ni-MoおよびCu-Mo合金鋳鉄のアシキュラ組織図を作成してNi、Cuのアシキュラ生成におよぼす効果を比較検討した結果Niの方がすぐれており、Cuの効果は約2.5%までなので冷却



(A) Mo 0.46% ($\times 400$) (B) 1.53% Ni 0.98% Mo ($\times 100$) (C) 1.53% Ni 0.98% Mo ($\times 400$)

第23図 合金鋳鉄の基地組織の分布状態

速度がおそくさらに合金元素を多く必要とする場合には応用できない。

(6) 黒鉛組織はMnの添加により微細化する。Mnを0.8~0.9%と一定にしてMoを順次添加するとMoの作用により微細な委縮した形態を示し、これにNiおよびCuを併用すれば黒鉛組織は比較的均一な片状黒鉛となるがNiに比べてCuの場合はやや塊状黒鉛が増して不均一分布となる。

終りに臨み本研究遂行にご援助を賜った日立製作所清水工場阪倉検査部長、関谷鋳造部長ならびにご指導いただいた研究係福井主任、鋳造検査課岡村主任に深く感謝の意をささげる。

参 考 文 献

- (1) 山内、岡村：日立評論 42, 261 (昭35-2)
- (2) 谷村、古賀：鋳物 13, 317 (1941)
- (3) 音谷ほか：鋳物 30, 603 (1958)
- (4) 音谷ほか：鋳物 30, 792 (1958)
- (5) 徳永：鋳物 32, 713 (1960)
- (6) 徳永：鋳物 32, 759 (1960)
- (7) A. De Sy：Giesserei, 41, 589 (1954)
- (8) A. De Sy, J. Eeghem：Giesserei, 44, 189 (1957)
- (9) R. T. Howard, M. Cohen：Trans. A. I. M. M. E., 172, 413 (1947)
- R. C. Shnayほか：Trans. A. F. S., 63, 457 (1955)
- (10) A. De Sy：Trans. A. F. S., 67, 321 (1959)
- (11) 浜住、大平：日本金属学会誌 5, 245 (1941)
- 浜住：輓近鋳鋼および特殊鋼 277 (昭-19 内田考鶴圃)
- (12) Buchholz, Köster：Stahl u. Eisen, 50, 687 (1930)
- (13) 村上、今井：日本金属学会誌 6, 145 (1942)
- 大和久：S曲線 18 (昭-28 日刊工業新聞社)

Vol. 22

日立造船技報

No. 3

- ・超大形油送船の横強度に関する研究 (第2報, 実験結果の解析)
- ・プロペラ後流の速度場について (第2報)
- ・機械室用通風機の騒音について
- ・YND鋼の工作および溶接に関する研究
- ・放電加工改良の基礎的研究 (II)

——加工作用の検討(その2)——

- ・鋼板の常温曲線加工に対するショットプラスト加工の影響について
- ・外径研削時間算定基準の研究
- ・ドリル穴あけ上の諸問題について
- ・重荷重、極低速摩擦条件下における潤滑について
- ・若戸大橋塔柱架設工事概要報告

日立造船株式会社技術研究所
大阪市此花区桜島北之町