

抄 録

7 鐵 及 び 鋼 の 性 質

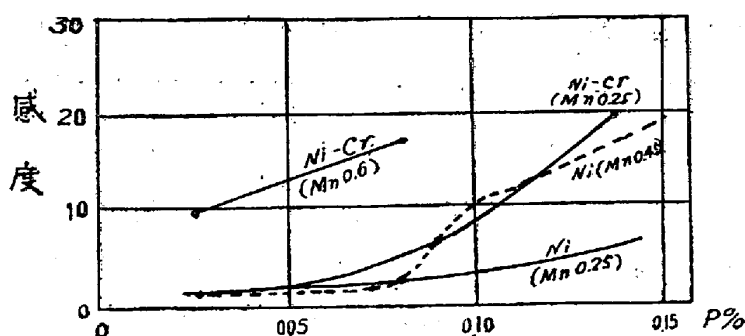
焼戻脆性の感度と化学成分との關係 R. H. Greaves J. A. Jones. (Engineering, May. 15. 1925.) 焼戻脆性に對する鋼の感度とは焼戻後急冷した試料の衝撃値と、緩冷した試料の衝撃値の比を以て表はす。

本試験に使用した試料は坩堝鋼であつて同一状態の下に同一の原料から製造されたものである。鑄塊は約百ポンドの重量あり、これを壓延して1½吋の角材を作り適當に試片を截取し熱處理を行つた。次に化学成分と焼戻脆性との關係を述べる。

マンガンの影響 マンガン及び燐少き炭素鋼は焼戻脆性に對する感度極めて小である。然れども滿俺量増加するに従ひて感度亦増加す。2%以上滿俺を含有する鋼の感度は非常に大となる。しかし適當に熱處理すれば良好なる衝撃値を得ることが出来る。

クローム鋼、ニッケル鋼、ニッケルクローム鋼に夫々種々の割合にマンガンを含有せしめて試験したるに、マンガン一定量以上含有すればその後は滿俺の増加と共に感度急に増す。此の現象はクローム鋼はマンガン少量にてもニッケル鋼及び炭素鋼に比し著しく現はれる。

燐の影響 焼戻脆性に關し感度に及ぼす燐の影響は極めて重要である。Dr. J. H. Andrew 及び G. W. Green 氏の研究によれば、ニッケル3.5%、炭素0.35%、マンガン0.45%を含有するニッケル鋼にて燐を0.018%から0.152%を含む種々の鋼につき試験したるに850 Cで油中焼入し650 Cで3時間加熱焼戻し、(焼戻は水中急冷せるもの及び爐中緩冷せるものとあり)たる結果を見るに、ニッケルの焼戻脆性に對する感度は燐の含有量に比例することを知つた。更に兩氏は燐を0.01%から0.058%を含むニッケルクローム鋼につき試験したが未だ發表されてゐない。要するに著者の意見としては、0.04%までの燐は良好なる合金鋼の感度を決定するには著しき影響を及ぼさないものと思ふ。しかし燐が鋼



中に存在すればある影響を與へることは事實であるが、その影響は他のものに依つて全く消滅せられるものであるかも知れぬ。これに反し非常に多量に滿俺を含有せるものと同様に燐を多量含有せる鋼は感度に極めて著しく影響を受ける。炭素0.33%、ニッケル3.6%に多量の燐を含む

ニッケル鋼及び炭素0.30%、ニッケル3.6%、クローム0.7%に多量の燐を含むニッケルクローム鋼に

つき試験し、且つ Andrew 氏の成績と比較するに、此の緩冷方法は著者の方法に比し早くあつたがしかし満俺含有量大なりしことが知れた。是れ等曲線は圖に示す、點線は Andrew 氏の實驗を示す。

燐満俺の合成影響 満俺及び燐を多量に含む鋼は何れも焼戻脆性に對する感度を増す。而して兩者同時に多量を含む時は兩者の合成影響を受けて更に感度を増加す。

硅素の影響 高硅素 = ツケル鋼に就き試験したが、硅素は焼戻脆性を増進せしむる傾向があるが、普通の硅素含有量にては餘り影響は認めない。高硅素炭素鋼にては同量の満俺及び少量の硅素を有する鋼と同一の感度を示してゐる。硅素満俺鋼にては硅素は満俺の影響を減少せしむるよりも寧ろ増進せしむる傾向がある。

ヴァナヂウムの影響 ヴアナヂウムを含むクローム鋼、ニツケル鋼、ニツケルクローム鋼に就き試験したが、坩堝鋼にては焼戻脆性に對するヴァナヂウムの影響は僅少であつて、極く少量感度の増加を示したのみである。本實驗は坩堝鋼にてもヴァナヂウムは焼戻脆性の感度を減少せしむる傾向はないと言ふことが知れる。是れを確めるために、酸性平爐製ニツケルクロームヴァナヂウム鋼は著者が試験した鋼の中で感度大なるものであつた。又クロームヴァナヂウム鋼は焼戻脆性をあらはずを以て既に知られてゐる地金である。

タンダステンの影響 前と同成分の炭素鋼、ニツケル鋼、ニツケルクローム鋼につき試験した。但しニツケル鋼は 2.4% タンダステンを含み、炭素鋼及びニツケルクローム鋼は 1.7% タンダステンを含有す。タンダステンは焼戻脆性の感度餘り變化を與へないやうである。電氣爐製ニツケルタンダステン鋼(炭素 0.43%、硅素 0.27%、マンガン 0.40%、硫黄 0.009%、燐 0.025%、ニツケル 2.97%、タンダステン 2%) は感度 1.1 にして 1000 度で焼入後 1.3 を示した。

モリブデンの影響 モリブデンは焼戻脆性を大いに減少せしむる作用あるのみならず、或る場合は明かに消失することがある。モリブデナムを含有する酸性平爐鋼が示す所の感度 0.97 乃至 1.06 と、モリブデナムを含まざる他の酸性平爐合金鋼の感度とを比較すれば、兩者に著しき相違あるを見出すことが出来る。モリブデン鋼に標準熱處理を施せるものを見るに焼戻脆性なきものと考へらる。モリブデナムの影響に就きてはモリブデナム 0% から 1.2% 迄種々の量を含み、且つマンガン 0.14 乃至 0.31% 燐 0.022% 内至 0.040% を有する坩堝製炭素鋼、ニツケル鋼、ニツケルクローム鋼及びクローム鋼に就き試験したるに、モリブデナムなきクローム鋼及びニツケルクローム鋼は焼戻脆性に對し僅少であるが明瞭に影響を示してゐる。しかし總べての場合を通じて、モリブデナム 0.3% 若しくは夫れ以上を含有する鋼は、焼戻脆性を示さない。則ち 900 度から焼入れするも、1000 度から焼入れするも感度比 1.0 を示した。又焼戻後水中急冷した鋼と緩冷した鋼との衝擊値の差の最大なるものにては、普通鋼が示す誤差範囲内にあつた。今ニツケルクロームモリブデン鋼の焼入焼戻したるものを 600 度に加熱し、600 度から 400 度迄の冷却速度割合溫度 1 度に付き 16 分で行つたが反淬脆性には影響はなかつた。又 450 度で 7 日間加熱し 600 度から 450 度まで極緩冷したが猶ほ効果がなかつた。

モリブデンは磷及びマンガンを多量に含めるニツケルクローム鋼の焼戻脆性を全く除くことは出来なかつたが、大いに減少せしめた。故にニツケルクローム鋼にモリブデンを含有すれば假令マンガン及び磷が多量に存在するも焼戻脆性の影響は受けなし。而して該モリブデンは 0.5 % 以上含有せしむるも効果は同様である。(W. K)

8 非 鐵 金 屬

アルミニウム合金鑄物の性質改善に就て S. L. Arehbutt (Journal Inst. of Metals, March, 1925) 本研究は英國國立物理研究所で行はれた。元來アルミニウムの砂型鑄物は金型或は冷剛型鑄物に比し機械的性質及び鑄物の緻密度は一般に劣るものである。砂型では冷却する場合の速度遅きかが故に粒は粗大となり、従ひて機械的性質低下するのみならず、更に鑄物に pinhole を生じて益々機械的性質不良となる。pin-hole とは鑄物全體にわたり一様に微細に分布せる多少球形をなす小孔を言ふ。これ等の小孔は鑄物を機械加工すればその表面に認めることが出来る。この粗粒組織或は pincoiling 原因は砂型鑄物では熔融金屬の注入温度高き時に著しく現はれるのである。若し注入温度及び溶解温度を低く保てば、前記の害は大いに除去することが出来る。しかし實驗の結果最も作業に注意するも猶ほ鑄物の緻密は一定限度以上は改良することは出来ないと言ふ。冷却乾燥せる砂型を使用し溶解温度730度以下で行ひ直径1吋の棒を鑄造した。此の比重 2.735 にして普通アルミニウム合金の有するものに同じ。屢々 2.75 の高き値を示す事がある。是を金型鑄物の比重 2.780 と比較するに大差なし。今鑄造状態に於ける兩者の抗力を示すと

	砂 型	金 型
比 重(外皮共)	2.735	2.798
流 伸 果(噸/平方吋)	—	11.4
破 斷 界(噸/平方吋)	10.5	14.8
延 伸 率(2吋に對する%)	0.5	2.5

金型を使用すれば普通厚さの鑄物では Pin-holing を除去する事實は國立物理研究所のみならず他の鑄物工場でも知れる事實である。又研究所では熔融金屬を爐中の坩堝内で固結せしむる時の如く極く緩冷状態で固結せしむれば pin-hole を生じないことを發見した。又他の實驗に依つて熔融金屬中に溶解せる瓦斯を除去するやうに努むれば、緻密なる鑄物を作製することが出来、且つ Pin-Hole を大いに防ぐことが出来た。要するに、熔融アルミニウム合金或は金屬が完全に固結する迄爐中の坩堝内で緩冷せしめ、次に之を再び溶解し常に注意しつつ攪拌し注入温度まで高め後鑄造すれば、良好なる鑄物を得ることが出来る。(W. K)

眞鍮の脆性界に及ぼす鉛及び錫の影響 D. Bunting (Inst of Metals, May 20, 1925) 本研究は前年に發表せる眞鍮の脆性界に關する論文の繼續せるものである。

(A) 少量鉛の影響 鉛が少量であれば眞鍮の中に溶解するが、多量にあれば過剰の鉛は結晶粒の周圍或は結晶内に粒状をなして析出す。機械的性質を見るに延伸率牽引抗力衝撃抗力は非常に減少し機

械作業は著しく容易になる。

試料の成分と組織を示す。

合金	化 學 成 分			亞鉛と銅の割合		組織成分
	銅%	亞鉛%	鉛%	亞鉛%	銅%	
AP 1	52.60	46.91	0.49	52.86	47.14	β +鉛
AP 3	50.44	46.41	3.15	52.08	47.92	β +鉛
EP 1	57.92	41.63	0.45	58.18	41.82	α + β +鉛
EP 3	56.70	40.26	3.04	58.48	41.52	α + β +鉛
HP 1	64.46	35.07	0.47	64.76	35.24	α +鉛
HP 3	63.69	33.46	2.85	65.56	34.44	α +鉛

(a) β -眞鍮(52%銅)に及ぼす鉛の影響

β -眞鍮に少量の鉛を加へると結晶粒の境界に析出する不純物のために脆性著しく増加す。若し鉛が多量に含むもその結晶の周圍に析出する鉛の量には變化ないから脆性には影響はない。

(b) α + β 眞鍮(58%銅)に及ぼす鉛の影響

α + β 眞鍮に鉛が加はると、脆性界以下の温度では鉛量に比例して脆性を増す。脆性界内では、鉛の少量加はるも衝撃抗力著しく低下す。更に鉛量増加するも影響に變化なし。

(c) α 眞鍮(65%銅)に及ぼす鉛の影響

α 合金に鉛加はれば、脆性界以下の温度では鉛量に比例して衝撃抗力減少す。脆性界内では、極く僅少の鉛加はるために少量脆性を増す。更に鉛量増加するも影響なし。鉛は結晶の周圍に析出すれども β 眞鍮の時の如く結晶の粘着性を減することなし。

(B) 少量錫の影響 錫は一定限度内では眞鍮の流伸界破斷界を増加し、延伸率を減す。錫多量にて γ 或は δ を生ずる時は、牽引抗力良好になるも衝撃抗力及び延伸率急に減少す。

試料の成分及び組織を示す。

合金	化 學 成 分			銅と亞鉛の割合		錫+亞鉛に對する銅の割合		組 織
	銅%	亞鉛%	錫%	銅%	亞鉛%	銅%	亞鉛%	
AT 1	53.08	46.52	0.40	53.29	46.71	52.87	47.13	β
ET 2	57.90	41.55	0.55	58.22	41.78	57.58	42.42	α + β
ET 3	56.16	41.19	2.65	57.68	42.32	54.71	45.29	α + β + δ
HT 1	64.76	34.80	0.44	65.65	34.95	64.47	35.53	α
HT 3	63.12	34.37	2.51	64.74	35.26	61.57	38.43	α + δ
JT 1	68.40	31.14	0.46	68.72	31.28	68.09	31.91	α
JT 3	67.62	29.72	2.66	69.47	30.53	65.87	34.13	α + δ

(a) β 眞鍮(53%銅)に及ぼす錫の影響

此の場合錫は低温度では脆性を増加し。高温度では結晶内部の粘性を増進し脆性を減す。錫の量が増せば γ 成分を生じ極端に脆性を増加す。

(b) $\alpha+\beta$ 眞鍮 (58%銅) に及ぼす錫の影響

$\alpha+\beta$ 合金に及ぼす錫の影響は低温度では衝撃抗力を減ず。錫の量増加せば總べての温度で著しき結晶の脆性を加ふ。これ結晶粒の周囲を包む脆き δ 組織を生じたるに依る。470度では δ が β に熔けるから多少脆性を減ず。520度では $\alpha+\delta$ 共晶中に銅錫 β が熔けるから又脆性を加ふ。

(c) α 眞鍮 (65%銅) に及ぼす錫

α 眞鍮に對する錫の影響は、總べての温度で衝撃抗力を増し脆性界を低下す。錫が過剰に熔解すれば、500度以下の總べての温度で δ が生ずるが故に非常に脆性を増す。500度以上では δ は β に熔解するから粘性を増す。

(d) α 眞鍮 (70%銅) に及ぼす錫

α 眞鍮中の錫は低温度で衝撃抗力を増す。錫が過剰に存在せば結晶周囲に δ が生じ、總べての温度で極めて脆き合金を生ず。(W.K.)

モリブデナム・ニッケル・シリコン三元状態

Pfantsch (Z. Metallk., 1925.17.48~52)

モリブデナム、ニッケル・シリコンの三元合金は MoSi_3 、 MoSi_2 、 MoNi 、 Ni_2Si 、 Ni_3Si 、及び NiSi の化合物他に二個の $\text{Ni}_4\text{Si}_2\text{Mo}$ 及び $\text{Ni}_3\text{Mo}_2\text{Si}$ なる化合物より成る。此の $\text{Ni}_4\text{Si}_2\text{Mo}$ は 850 度以上の温度では安定であるが、850 度以下では分解して更に第二の化合物を作り、 $2\text{Ni}_4\text{Si}_2\text{Mo} = \text{Ni}_3\text{Mo}_2\text{Si} + \text{Ni}_3\text{Si}_2 + \text{Ni}_2\text{Si}$ の如く變化す。 $\text{Ni}_3\text{Mo}_2\text{Si}$ なる化合物は 2100 度乃至 2200 度の間では分解せず直ちに熔融し、 NiSi と共融晶を作る。故に本三元合金は次の如き安定なる準二元系合金より成る、則ち $\text{Ni}_3\text{Mo}_2\text{Si}$ は $\text{Ni}\cdot\text{MoNi}$ 、 Mo 、 MoSi_2 、 NiSi 、 Ni_3Si_2 及び Ni_2Si と各合金を作り又 MoNi は NiSi 及び MoSi_2 と合金を作り。又 MoSi_2 は NiSi と合金を作る。但し 850 度以上では Ni_4MoSi_2 は Ni_3MoSi_2 、 Ni_3Si 、 NiSi と不安定なる準二元合金を作る。ニッケル 90% 以上を含む合金は均一なる混晶相より成り、ブリネル硬度 70 乃至 90 を有す。此の硬度はモリブデナム及びシリコンが増加すれば著しく増加し、假令ばモリブデナム 10%、シリコン 10% を含む合金にては硬度 334 に達す。シリコンはモリブデナムよりも硬化の影響大なり。モリブデナム 3%、シリコン 3% の合金はアルカリ及びアンモニア液に對し抵抗性大である。これに反しモリブデナム 1%、シリコン 9% を含む合金は硝酸及び鹽酸に對し最も抵抗大である。一般にニッケル含有量多く且つ一相或は二相を有する本合金は總べて機械工作容易である。又混晶の合金は直径 20 耗の圓筒につくり 20,000 耗の壓力加ふるも龜裂生ぜず充分耐ふることを得。(W.K.)

クロム・ニッケル・モリブデナムの三元状態

E. Siedschlag (Z. Metallk., 1925, 17, 53-56)

クロム・ニッケル・モリブデナムの三元状態の合金は三個の結晶相則ち初晶出モリブデナム混晶ニッケルクロム、化合物 MoNi の中の一個若くは數個のものより成る。熔融合金を冷却すれば、最

初モリブデナムの結晶が状態圖のモリブデナムの側からクロームの方に亘つて廣く分離す。又混晶ニツケルクロームは状態圖中クローム側の一部とニツケル側の大部に亘つて熔融合金から分離す。化合物 MoNi は状態圖の中央から折出し初める。全體凝固の終りて於て状態圖のモリブデナムの一部に一相が存在す。此の合金は固溶體に少量のニツケル及びクロームを含むモリブデナムより成る。又ニツケル・クローム側に沿ふて細く延び、且つニツケル側に大部分を占むる合金は、固溶體中にモリブデナムを含む所の均一なるニツケル・クローム混晶相より成る。而して殘餘の合金はクローム・モリブデナムの共融晶を含む二相或は三相より成立す。5—10%ニツケルを有する三元共融晶が存在せることが明かに知る。クローム20%、モリブデナム20%、ニツケル60%を含む合金は鋼よりも硬い、しかし熱間鍛鍊することが出来る。又鹽酸硫酸及び苛性曹達溶液に對して非常に抵抗力大である。

(W.K.)